IGM89D-205-849 -G
CNRC 30126

REVUE SUR LES COMPOSITES À MATRICE MÉTALLIQUE

(version préliminaire 1.0)

Jacques Masounave et Sylvain Turenne

Institut de génie des matériaux
CONSEIL NATIONAL DE RECHERCHES CANADA
75 boul. de Mortagne
Boucherville, Québec, Canada
J4B 6Y4

Le 30 novembre 1988

TABLE DES MATIÈRES

1.0 Introduction.....1

2.0 Principes de base du renfort.....3
2.1 Rapport critique l/d.....3
2.2 Règle des mélanges (RDM).....4
2.3 Interface.....4
2.3.1 Métallurgie de l'interface.....4
2.3.2 Mouillabilité.....7
2.3.2 Procédés de fabrication.....8
2.4 Rigidité (Module d'Young).....9
2.5 Mesures spécifiques: module vs résistance.....11

3.0 Propriétés mécaniques.....11
3.1 Résistance mécanique.....11
3.2 Résistance en température.....17
3.3 Effets microstructuraux.....18
3.4 Effet des contraintes résiduelles.....19
3.5 Dureté.....19
3.6 Usure.....20
3.7 Résistance en fatigue.....22
3.7.1 Limite d'endurance.....22
3.7.2 Propagation.....24
3.8 Fluage.....24
3.9 Superplasticité.....26
3.10 Ductilité.....28
3.11 Ténacité.....29

4.0 Propriétés physiques.....30
4.1 Coefficient de dilatation thermique.....30
4.2 Contraintes résiduelles d'origine thermique.....31
4.3 Résistivité électrique.....32

4.4 Conductibilité thermique.....33

5.0 Procédés de fabrication.....33
Moulage-forgeage ("squeeze casting", infiltration à l'état liquide)....35
Forgeage.....36
Liaison par diffusion et projection par plasma.....36
Laminage à chaud.....36
Métallurgie des poudres.....37
La rhéocoulée continue.....37
Extrusion.....38
Préformes.....39

6.0 Prix.....40

7.0 Futur.....40

Bibliographie.....42
Liste des figures.....45
Liste des tableaux.....48

1.0 INTRODUCTION

Parmi les développements probables de la métallurgie, nous avons retenu ceux qui nous semblent importants (tableau 1). Nous insistons surtout sur les développements probables, c'est-à-dire ceux qui ont reçu suffisamment d'études de recherche et de développement, et qui devraient trouver des applications dans les prochaines années. Parmi ceux qui, probablement, auront des applications à grande échelle, citons l'injection sous pression des alliages de magnésium, la métallurgie des poudres, les alliages solidifiés rapidement, les alliages de titane et de magnésium et les composites à matrice métallique. En effet, ces derniers matériaux permettent d'obtenir des matériaux à propriétés élevées, à des coûts de revient relativement abordables et compétitifs avec les procédés actuels.

L'industrie des matériaux composites a environ 30 à 40 ans. Elle a essentiellement débuté par la fabrication de composites à matrice polymérique, qui connaissent aujourd'hui un grand développement. Cette industrie atteint un chiffre d'affaire annuel entre 1.5 et 2 milliards de dollars US, uniquement aux États-Unis. On prévoit que ce chiffre augmentera très vite, jusqu'à environ 20 milliards de dollars US.

La principale motivation qui a conduit au développement des matériaux composites a été, évidemment, la fabrication de matériaux possédant des propriétés améliorées, et ayant un coût de revient compétitif avec celui des matériaux déjà utilisés. L'industrie des composites polymériques a maintenant atteint un stade de maturité, comme l'indique la figure 1. Il est évident que, devant la demande croissante, le prix des matériaux composites polymériques a baissé ces dernières années en même temps que leurs propriétés ont été améliorées. Leur utilisation est surtout concentrée dans les industries de pointe, telles que l'aéronautique, l'aérospatiale et l'automobile. Ces matériaux restent cependant limités à des applications où les sollicitations et surtout la température ne sont pas trop élevées.

Les matériaux composites à matrice céramique sont apparus très récemment,

et leur application est très limitée aujourd'hui, en raison essentiellement de leur fragilité, de la difficulté de la mise en oeuvre, et par conséquent des prix de revient trop élevés. Ils font actuellement l'objet de nombreuses recherches, mais ont trouvé peu d'applications industrielles.

Les matériaux composites à matrice métallique (CMM) offrent les avantages de leur deux constituants: métaux et céramiques. Sans entrer dans les détails qui seront expliqués dans les chapitres ultérieurs, notons que les CMM résistent généralement très bien en température, ont une résistance à l'usure élevée, possèdent un coefficient de dilatation thermique faible. Il est aussi à noter que parmi toutes ces propriétés très intéressantes pour leurs applications, une difficulté semble encore exister aujourd'hui: les CMM sont très peu ductiles. Cette lacune va donc conditionner les modes de mise en forme de ces matériaux et il faudra s'orienter vers des techniques de mise en forme sous la forme finale ("net shape forming").

Les matériaux de renfort peuvent se trouver sous trois formes:

- particules ou granulats, dont le but essentiel est souvent de servir de matériau de remplissage ou d'accroître la rigidité du matériau. Dans certains cas, il y a une certaine amélioration des propriétés mécaniques (rigidité, résistance à l'usure, etc.);

- trichites ("whiskers"): ces matériaux de renfort offrent un très grand rapport de la longueur sur le diamètre, ce qui permet donc d'assurer un très grand transfert de charge. Ces matériaux sont donc utilisés généralement lorsqu'une bonne tenue mécanique est recherchée. Ils présentent aussi l'avantage de pouvoir être utilisés de façon à obtenir une grande fraction volumique dans le matériau. Par contre, leur prix d'achat très élevé en limite fortement les applications à grande échelle.

- les fibres continues: ce type de matériau est proche de celui utilisé dans les composites à matrice polymérique. La technologie, au moins dans le principe, est proche de celle employée dans la fabrication des composites

polymériques. Les propriétés dépendent de l'orientation des fibres, du nombre de nappes et de leur orientation relative. En général, ces matériaux sont utilisés pour leur grande résistance et leur rigidité élevée dans des directions choisies. Leur prix de revient est souvent prohibitif.

Notons enfin que les composites métalliques permettent d'utiliser les alliages légers jusqu'à des températures de 350°C à 400°C, tandis que les composites à matrice polymérique (CMP) sont limités entre 150°C et 200°C. Les alliages d'aluminium sont souvent limités à des applications où la température est de l'ordre de 100 à 150°C. Cet avantage marqué a déjà trouvé des applications dans la fabrication des pistons et des bielles de moteurs automobiles. L'inertie de ces composants est ainsi notablement diminuée. D'autre part, les CMM offrent généralement, contrairement aux CMP, une grande résistance à l'environnement, et surtout une grande stabilité dans le temps. On reproche souvent aux CMP la dégradation de leurs propriétés dans le temps, leur trop grande sensibilité à l'humidité et aux ultra-violets.

Si le prix des CMM est aujourd'hui encore relativement élevé (on verra plus tard que le plus bas prix aujourd'hui est de l'ordre de 6$ par livre de matériau), leurs propriétés exceptionnelles permettent d'entrevoir de nombreuses utilisations. Il est à prévoir que lorsqu'une production de masse sera atteinte les coûts de fabrication diminueront encore.

2.0 PRINCIPES DE BASE DU RENFORT

2.1 Rapport critique l/d

Dépendant du rapport de la longueur sur leur diamètre (facteur de forme S), une force plus ou moins grande peut être transmise aux particules ou aux fibres. On peut aisément démontrer que:

$$\tau_i = \frac{\sigma f}{2} \frac{R}{\ell} = \frac{\sigma f}{4S} \qquad (1)$$

où: τ_i est la contrainte de cisaillement de l'interface et;
σ_f la contrainte de rupture de la fibre.

Ainsi, pour une particule où le rapport ℓ/d est faible, l'effet de renfort sera plus faible que pour des fibres longues et orientées.

2.2 Règle des mélanges (RDM)

Un gros effort a été dépensé pour pouvoir prédire les propriétés des composites en fonction des propriétés des deux constituants de base. D'une façon générale, il n'existe pas de loi simple pour prédire les propriétés des composites. Beaucoup de paramètres influent sur les propriétés dont, outre les propriétés intrinsèques des constituants (résistance de la matrice, des fibres, etc.), les principaux sont la taille et la forme des particules relativement à la matrice, leur orientation, la nature de l'interface et l'interaction entre la fibre et la matrice.

N'ayant pas la réponse à toutes ces questions, on utilise souvent une loi de composition linéaire. Une propriété P macroscopique du composite est calculée à l'aide d'une relation d'additivité. L'interaction entre la fibre et la matrice est négligée.

$$P = \sum V_i P_i \qquad (2)$$

où: V_i est la fraction volumique d'un composant et;
P_i la propriété intrinsèque de ce composant.

2.3 Interface

2.3.1 Métallurgie de l'interface

Le rôle de l'interface est d'assurer un bon transfert de charge de la matrice à la fibre. Pour arriver à cette fin, une bonne mouillabilité de la fibre est souvent nécessaire.

L'importance de la liaison entre la matrice et les fibres sera soulignée dans l'étude des propriétés. L'interface doit permettre le transfert des contraintes de la matrice. Ce transfert entre la fibre et la matrice peut se faire soit par l'intermédiaire d'un lien mécanique, où la rugosité des fibres est primordiale, soit à l'aide d'une réaction chimique qui permet la formation d'une couche intermédiaire entre la fibre et la matrice. Il faut que ce lien soit suffisamment fort pour transmettre les contraintes aux fibres mais il faut aussi éviter la formation de composants fragiles ou de réactions d'interface qui détruiraient ou réduiraient la résistance de la fibre. La température et la composition du métal liquide ont un effet marqué sur la formation de l'interface.

Par exemple, l'addition de moins de 1% de chrome, titane ou zirconium dans le nickel liquide a une grande influence sur l'interface avec des fibres d'alumine. Le Ti et Zr sont très réactifs et réduisent l'alumine. Si la réaction d'interface est trop forte, la fibre peut être totalement réduite. La résistance du composite chute alors dramatiquement, car l'effet de renfort n'existe plus et les fibres agissent comme des vides. À l'opposé, le chrome entraîne une réaction plus modérée et améliore la résistance au cisaillement à l'interface (126 MPa) [1]. Cet exemple illustre l'importance du contrôle de l'interface pour optimiser les propriétés mécanique. Il souligne aussi la difficulté de ce contrôle, car les règles ne sont pas exactement connues.

Un autre cas intéressant, parce que courant, est celui des fibres Al_2O_3-SiO_2 dans un alliage d'aluminium qui généralement contient du magnésium. Baty et al. [2] ont constaté la présence de produits de réaction avec l'alliage A336, qui contient 1% Mg. Les propriétés mécaniques de l'alliage renforcé sont plus faibles que celles de l'alliage coulé ("as cast"). Autour des fibres, il y a une zone pauvre en magnésium, les précipités cohérents de Mg_2Si ne se forment donc pas dans cette zone. Deux réactions sont possibles:

$$Mg + 2\ SiO_2 \rightarrow MgSiO_4 + Si$$

$$3\ Mg + 4Al_2O_3 \rightarrow 3\ MgAl_2O_4 + 2\ Al$$

Ces réactions peuvent aussi se produire pendant le traitement thermique de mise en solution. La fibre est ainsi légèrement réduite. Les auteurs suggèrent que les CMM, avec de telles fibres, devraient être utilisés soit brut de moulage, soit après un traitement T5, où la température et le temps sont insuffisants pour provoquer une réaction, ou soit survieillis ("overaged") lorsque la précipitation dans la matrice est éliminée.

Afin de tenir compte des exigences requises pour l'obtention d'une bonne interface, il faut utiliser des alliages spéciaux. Par exemple [42], un alliage d'aluminium contenant du cuivre et du magnésium est favorable pour la formation d'une bonne interface de 1000 à 5000Å d'épaisseur avec des fibres d'alumine. Cette interface est une spinel. La matrice autour de la fibre devient donc appauvrie en magnésium et perd ainsi ses propriétés mécaniques. La concentration de magnésium tombe à environ 0.6%. Afin de conserver les propriétés de la matrice, il faut donc augmenter légèrement la concentration initiale de magnésium et de cuivre à environ 4% Cu et 3% Mg. L'augmentation de la concentration en magnésium entraîne aussi une meilleure dispersion des particules lorsque le composite est fabriquée à l'aide d'un brassage [44]. Une meilleure mouillabilité est responsable de ce comportement.

L'utilisation de fibres de SiC demande aussi un ajustement de la composition de la matrice, sinon il y a formation de carbures qui sont nocifs du point de vue des propriétés mécaniques:

$$4\ Al + 3\ SiC \rightarrow Al_4C_3 + 3\ Si$$

Cette réaction est inhibée si la concentration en silicium est suffisante (supérieure à 3% environ) [43].

Les alliages 6061 et A356 sont souvent utilisés avec des fibres d'alumine ou de carbure de silicium respectivement. Ils contiennent suffisamment de Mg pour le premier et Si pour le second pour éviter la formation de composés indésirables. L'état de surface, souvent mal contrôlé, joue aussi un rôle déterminant dans la formation de l'interface. Ainsi, des fibres de SiC sont

souvent oxydées pendant le préchauffage. La couche d'oxyde ainsi formée réagit avec le métal liquide [45], soit la réaction:

$$4\ Al + 3\ SiO_2 \rightarrow 2\ Al_2O_3 + 3\ Si$$

La fine couche d'oxyde aide à la formation d'une zone d'interface. La zone d'interface contiendra Al_2O_3, Al_4C_3 et quelques cristaux de SiC. Ce "mélange" n'est pas stable puisque Al_4C_3 se reconvertit en SiC et Al après un certain temps.

Certains fabricants ont modifié la composition des fibres afin de limiter la réaction de réduction.

En général, les réactions à l'état solide entraînent des résistances au cisaillement plus faibles de l'interface. Dans le cas de fibres d'alumine et de matrices en nickel, cette résistance n'est que de 77 MPa [1]. La présence d'un spinel oxyde de nickel-aluminate a été détectée. Le tableau 2 résume les différents types d'interfaces possibles (d'après [5], modifié).

2.3.2 Mouillabilité

Une bonne mouillabilité favorise une bonne répartition des fibres ou des éléments renforçants. L'importance d'une bonne répartition des fibres sur les propriétés mécaniques est bien connue.

La mouillabilité de la fibre est souvent assurée à l'aide d'un revêtement, tel que le nickel, pour une matrice d'aluminium. Outre que cette opération supplémentaire augmente les coûts, elle peut être néfaste si le revêtement entraîne la formation d'un intermétallique fragile.

Le brassage, utile surtout pour la fabrication de composites à base de particules ou de trichites, augmente souvent la mouillabilité, en permettant au liquide de venir "nettoyer" la surface du métal.

Un bon contrôle des éléments d'alliage peut augmenter la mouillabilité pendant la rhéocoulée, et donc la dispersion des particules ajoutées. Das et al. [47] ont trouvé que pour des alliages Al-Si hypereutectique, l'addition de sodium et phosphore selon une séquence appropriée augmentait la dispersion de particules de graphite pendant la période de brassage mécanique. Bien que l'explication de ce phénomène n'ait pas été clairement élucidée, deux hypothèses peuvent être avancées:

- la mouillabilité du graphite est améliorée;
- les éléments d'addition raffinent la microstructure et permettent ainsi une meilleure dispersion;
- les particules de silicium primaire germent sur les particules de graphite aidant ainsi une meilleure dispersion.

2.3.3 Procédés de fabrication

Les procédés de fabrication ont une très grande importance sur l'interface. La coulée, sans pression extérieure, favorise l'oxydation et la ségrégation. Par exemple [3], pour un alliage Al-10 Mg dont le temps de solidification peut être de quelques minutes, le dernier liquide, qui solidifie autour des fibres, s'enrichit en magnésium. Le point de fusion est donc abaissé et le matériau est très hétérogène. À l'opposé, le refroidissement rapide associé au "squeeze casting" inhibe la ségrégation et permet donc d'obtenir un matériau plus homogène et à structure plus fine. En général, la zone de réaction étant plus faible, la formation d'intermétallique est aussi plus difficile. De plus, la pression appliquée accroît la liaison avec la fibre.

Certains procédés de fabrication entraînent une modification involontaire des fibres. Comme il a été mentionné précédemment, le chauffage préalable de fibres ou de "whiskers" de carbure de silicium entraîne la formation d'une couche de silice sur la surface. Afin d'assurer un meilleur contrôle du procédé de fabrication, il est probablement préférable d'oxyder volontairement et légèrement les fibres.

Il est possible que certains procédés de fabrication des éléments renforçants puissent favoriser le dépôt d'une faible couche de carbone qui pourra, pendant l'élaboration du composite, entraîner la formation involontaire de carbure. Les fabricants donnent peu de renseignements sur l'état de surface des éléments renforçants qu'ils vendent.

Il faut trouver un compromis entre une bonne zone d'interface qui assure une bonne transmission de la contrainte (τ_i élevé) et la formation d'un intermétallique qui réduit l'efficacité de celle-ci. La figure 2 schématise cette situation. Pour augmenter l'efficacité du renfort, il faut diminuer l'épaisseur de la zone de réaction. Pour des fibres de SiC dans l'aluminium, il est habituellement admis que la zone de réaction optimale est de l'ordre de 100 à 500 A. La détermination de la zone de réaction optimale est une donnée importante de la compréhension de l'efficacité des CMM. La courbe de la figure 2 devrait être déterminée pour chaque cas particulier. Les difficultés expérimentales ralentissent les études sur ce sujet. Il faudrait trouver un moyen simple de mesurer la zone de réaction (technique non-destructive par exemple). C'est un domaine d'étude intéressant.

2.4 Rigidité (Module d'Young)

En général, il est admis que le module d'élasticité d'un CMM suit la loi linéaire, dite règle des mélanges. Pour un CMM orienté, c'est-à-dire où toutes les fibres sont parallèles, la relation 2 peut s'écrire:

$$E_L = E_f V_f + (1-V_f)\, E_m \qquad (3)$$

où: V_f représente la fraction volumique des fibres et;
E_L le module longitudinal du composite.

Le module transversal est obtenu à l'aide de:

$$\frac{1}{E_T} = \frac{V_f}{E_f} + \frac{(1-V_f)}{E_m} \qquad (4)$$

Que ce soit dans le sens transversale ou longitudinal, l'orientation des

fibres joue un rôle dans le module d'Young. Kukuda [4] a défini un facteur d'orientation, C_o. McKimpson [5] a repris cette description et a proposé une relation linéaire entre le module d'Young et ce facteur d'orientation (éq. 5). Celui-ci joue un rôle important dans les propriétés mécaniques. Par exemple [5], le module transversal varie de 105 à 125 GPa quand le facteur d'orientation varie de 0.02 à 0.24.

La forme des particules a aussi un effet sur le module d'Young. Il a été constaté [6] que des trichites ont un effet marqué sur le module d'Young (fig. 3). Cet effet peut probablement s'expliquer par le volume d'action des éléments renforçants qui est plus grand pour les trichites. Le même effet a été constaté pour la résistance ultime en traction.

Le facteur de forme S (éq. 1) a aussi une influence non négligeable, surtout pour $S > 10$ [7]. La même explication peut être invoquée: lorsque le facteur de forme est grand, le transfert de charge est plus efficace. L'influence du facteur de forme sur la rigidité du composite est montrée à la figure 4. En tenant compte de tous ces facteurs, on peut proposer une relation plus complète pour prédire la rigidité:

$$E_c = C_o \cdot \frac{S}{S_c} \cdot E_f \cdot V_f + E_m \cdot (1 - V_f) \qquad (5)$$

où S_c est le facteur critique de forme:

$$S_c = \frac{\ell_c}{d} = \frac{\sigma_f}{2\tau_i} \qquad (6)$$

Dans cette relation σ_f est la contrainte transmise à la fibre et τ_i la résistance de l'interface.

La relation (5) est intéressante pour donner l'influence, qualitative, des différents paramètres (la détermination de chaque paramètre est souvent assez difficile).

2.5 Mesures spécifiques: module vs résistance

Un des principaux intérêts de l'utilisation des CMM réside dans les économies de poids réalisables. La densité macroscopique d'un CMM suit la loi des mélanges. Un CMM a, par conséquent, une densité apparente plus faible que celle de la matrice du fait de la faible densité des matériaux de renfort. La présence de fibres, matériaux céramiques donc très rigides, augmente très sensiblement le module de rigidité. La rigidité spécifique des CMM est donc très intéressante comparés aux alliages Al-Li par exemple.

L'ensemble de ces propriétés rendent les CMM attrayants (fig. 5). Leurs propriétés sont proches de celles des composites graphite-époxy, mais à un coût moindre. Les premières applications des CMM utilisaient ces avantages de gains de poids, la résistance à de nombreux environnements, et surtout une bonne tenue en température.

3.0 PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

3.1 Résistance mécanique

La résistance mécanique en traction ou compression d'un CMM est, généralement, supérieure à celle de la matrice considérée seule. Une loi de composition (fig. 6) permet de connaître approximativement la résistance du CMM dans le domaine élastique. En pratique, la résistance d'un CMM suit rarement la RDM. Dans sa forme la plus simple, on peut écrire, en supposant que les déformations à la rupture sont les mêmes dans les deux matériaux:

$$\sigma_C^R = \sigma_f^R V_f + (1-V_f)\, \sigma_M^* \qquad (7)$$

ou:

$$\sigma_C^R = (\sigma_f^R - \sigma_M^*)\, V_f + \sigma_M^* \qquad (8)$$

où le premier terme de la relation 7 représente l'influence des fibres et le second, celle de la matrice. Cette relation suppose que la matrice et les fibres rompent en même temps. Elle est, par conséquent, bien vérifiée pour

des composites à fibres bien orientées et dont la charge est bien transmise aux fibres. Cette relation sera, aussi, bien vérifiée lorsque la résistance ultime de la matrice est inférieure à celle du composite.

Cette relation a le mérite de sa simplicité, mais néglige toute intéraction entre les deux phases. Les notations sont souvent simplifiées et la relation 7 est souvent écrite:

$$\sigma_c = V_f \sigma_f + (1-V_f) \sigma_m \qquad (9)$$

Plusieurs facteurs correctifs ont été introduits [13]. Le premier est un facteur d'orientation K:

$$\sigma_c = K\sigma_f V_f + \sigma_m (1-V_f) \qquad (10)$$

Une relation semblable a été proposée pour le module de rigidité (éq.5). Pour des fibres réparties au hasard dans les 3 directions, K est généralement choisi entre 1/5 et 1/6. Pour un CMM totalement orienté, K = 1 dans le sens longitudinal et 0 dans le sens transversal. Lorsque les fibres sont orientées au hasard dans un plan, K = 1/3 (laminage, forgeage, injection sous pression).

L'efficacité du renfort est souvent introduite, par analogie avec la rigidité:

$$\sigma_c = \frac{S}{S_c} \sigma_f V_f + \sigma_m (1-V_f) \qquad (11)$$

avec $S < S_c$.

Kelley et Davis [9] ont développé un modèle pour les CMM totalement orientés:

$$\sigma_c = \sigma_f V_f \left(1- \frac{\ell_c}{2\ell}\right) + \sigma_M (1-V_f) \qquad (12)$$

Ce modèle est proche de l'expression précédente, et aussi difficile à utiliser puisqu'il fait appel à un paramètre difficile à utiliser tel que τ_i dans l'évaluation de ℓ_c.

Pour une configuration à 2 dimensions, telle que celle qui prévaut souvent pour les préformes, ce modèle se réduit, d'après Christensen [10] à l'expression 10 avec K = 1/3.

Cox [11] a proposé une expression plus simple:

$$\sigma_C = \sigma_f \frac{V_f}{3} \tag{13}$$

en supposant que la matrice n'a pas un rôle important.

Les expériences de Baty [2] à partir de MMC avec des préformes montrent que les résultats sont compris entre ces deux derniers modèles. Baty attribue l'écart au modèle de Christensen [10] à:

- des fibres qui sont plus courtes que ℓ_C;
- la présence d'éléments renforçants non fibreux;
- certaines fibres orientées selon une troisième direction perpendiculaire aux deux premières.

Fukuda et al. [12] ont développé un modèle proche de celui de Kelley, mais plus général. La contrainte de rupture est calculée par:

$$\sigma_C = \sigma_f \cdot V_f \cdot F\left(\frac{\ell_C}{\ell}\right) \cdot C_O + \sigma_M \cdot (1-V_f) \tag{14}$$

où: C_O est un facteur d'orientation des fibres;
$F(\ell_C/\ell)$ une fonction de la longueur des fibres;
ℓ_C est la longueur critique ($\ell_C/d = \sigma_f/2\tau_i$);
ℓ la longueur de la fibre.

Les auteurs postulent que si:

$$\ell < \ell_C,\ F = \frac{\ell}{2\ell_C}$$

et (15)

$$\ell > \ell_C,\ F = 1 - \frac{\ell_C}{2\ell}$$

pour des fibres orientées (C_o = 1) et en supposant que $\ell < \ell_c$ et que $\tau_i = \sigma_M/2$, on obtient:

$$\sigma_c = \sigma_M \left[V_f \left(\frac{\ell}{2d} - 1\right) + 1\right] \tag{16}$$

Ces formules empiriques permettent de mieux comprendre l'effet de la longueur des fibres. De même que pour le module de ridigité, l'orientation joue un rôle non négligeable. McKimpson [5] a trouvé une relation linéaire entre le facteur d'orientation défini par Kukuda [12] et la valeur de résistance mécanique en traction dans le sens longitudinal ou transversal.

Une expression semblable a été proposée par Millière [13]:

$$\sigma_c = n \cdot \sigma_f \cdot V_f + \sigma_m \cdot (1-V_f) \tag{17}$$

où n est un facteur d'orientation défini par:

$$n = 1 - \frac{1}{2 \cdot \frac{\ell}{\ell_c} \left[1 + \frac{\sigma_m}{\sigma_f} \left(\frac{1}{V_f} - 1\right)\right]} \tag{18}$$

La relation 17 souligne la différence de propriétés dans les directions longitudinales et transversales des CMM orientés. La résistance est notablement plus faible dans la direction transversale (n tend vers zéro).

Par analogie avec les composites à matrice polymérique, une fraction volumique critique de fibres a été trouvée (fig. 7). La fraction volumique critique de fibres est définie comme étant la fraction en dessous de laquelle la résistance du composite est inférieure à celle de la matrice. On peut calculer la résistance totale de la matrice en supposant le volume de la matrice constant, mais en diminuant la résistance intrinsèque:

$$\sigma_c^{*R} = \sigma_M^R (1-V_f) \tag{19}$$

Cette relation décrit la diminution du transfert de charge par la matrice, à cause de la diminution de volume causée par la présence de l'élément renforçant.

En tenant compte de cette relation et de la loi des mélanges, on peut démontrer l'existence d'une fraction volumique critique minimum V_{fm}. À cette fraction volumique correspond une résistance minimum du composite.

Pour la fraction critique V_{fc}, on a:

$$\sigma_M^R = \sigma_c^R$$

d'où, en tenant compte des équations (17) et (6):

$$V_{fc} = \frac{\sigma_M^R - \sigma_M^*}{\sigma_f^R - \sigma_M^*} \qquad (20)$$

Les propriétés de la matrice sont donc très importantes dans la valeur de V_{fc}. C'est la différence $\sigma_M^R - \sigma_M^*$ (voir fig. 6) qui va essentiellement déterminer la valeur de V_{fc}.

Il est à souligner que, du point de vue de la résistance, la présence de fibres n'est pas toujours bénéfique. En dessous de la fraction volumique critique V_{fc}, la résistance à la rupture du composite est détériorée par rapport à celle de la matrice. De même, une diminution de l'effet d'écrouissage (numérateur de l'équation 20) correspond à une diminution de V_{fm} (fig. 8).

Lorsque la température augmente, V_{fc} et V_{fm} diminuent de façon sensible. Friend [14] a montré, pour des alliages Al-Zn-Mg renforcés par des fibres en alumine-δ, que V_{fm} évolue de 0.3 à l'ambiante, à 0.2 à 100°C jusqu'à 0.03 à 200°C. Cette baisse de la fraction volumique minimum de fibre V_{fm} s'explique par l'influence de plus en plus faible de la matrice quand la température augmente. On peut considérer que la résistance des fibres reste constante sur de tels écarts de température, par contre, les propriétés de la matrice chutent rapidement. Au fur et à mesure de l'augmentation de la température, la consolidation de la matrice devient plus faible et la valeur $(\sigma_M^R - \sigma_M^*)$ tend vers zéro.

La relation précédente entraîne une autre conséquence. Les éléments de renfort jouent un rôle important surtout pour des matrices de faibles propriétés mécaniques. En effet, pour un aluminium pur, par exemple, la différence $\sigma_M^R - \sigma_M^*$ est faible et par conséquent V_{fc} est très faible. Dans ce cas une faible addition de fibres entraîne une augmentation sensible de la résistance mécanique du composite. À l'opposé, dans une matrice possédant de bonnes propriétés mécaniques, la différence mentionnée peut être importante et par conséquent, V_{fc} peut atteindre de grandes valeurs. Dans ce cas, la présence de fibres peut être nuisible, du point de vue de la résistance en traction ou compression si la fraction volumique est sous V_{fc}.

Dans la relation 20, la valeur de V_{fc} est fonction de la résistance de l'élément de renfort par l'intermédiaire de σ_f^R. Pour des fibres orientées σ_f^R est grand et devient petit pour des particules. Dans ce dernier cas V_{fc} devient très grand et, par conséquent, l'addition de particules peut donc devenir nuisible pour les propriétés de traction ou de compression.

Une conclusion semblable sera obtenue à propos de l'influence des contraintes résiduelles et de changements microstructuraux: les éléments de renfort n'ont pas obligatoirement un effet bénéfique.

Dans un autre ordre d'idée, Wang [15] précise l'effet de la concentration de fibre sur le mode de rupture. Lorsque la distance entre les fibres est grande, la rupture est amorçée sur les fibres les plus faibles, tandis que la rupture se produit dans la matrice pour des fibres rapprochées. La proximité des fibres semble fragiliser la matrice. Dans ce cas, la résistance du composite est inférieure à celle que supposerait l'application de la règle des mélanges. Lorsque les fibres sont espacées, la RDM peut s'appliquer et la charge semble mieux transmise à la matrice.

L'application de la RDM demande donc beaucoup de précautions. La présence de contraintes résiduelles [20], de précipités intermétalliques, les "plastics contraints" dues à des fibres trop proches, les hétérogénéités de la répartition des fibres qui favorisent l'initiation des fractures, sont autant

de facteurs qui rendent difficile l'application d'une loi linéaire. En fait, pour simple qu'elle soit, la RDM n'est que rarement respectée. Elle ne devrait l'être que dans un composite où la présence des fibres n'entraînerait pas des phénomènes secondaires tels que ceux cités (fig. 20). Les procédures de fabrication ont, par conséquent, de l'importance ainsi que nous le verrons au paragraphe 6 car certains procédés favorisent la présence de porosités.

3.2 Résistance en température

La figure 9 schématise le comportement de deux CMM, ayant respectivement 18% de fibres Al_2O_3-SiO_2 et 25% de trichites de carbure de silicium [16]. Les billettes de 6061 ont été obtenues par moulage sous pression suivi d'une extrusion. La matrice de 6061T6 a une résistance moyenne, les fibres améliorent donc la résistance de la matrice. Il faut atteindre la température de 350°C pour que l'influence des fibres s'estompe. La déformation plastique généralisée de la matrice devient suffisamment importante pour que les trichites jouent un rôle plus faible.

Pour une contrainte donnée, 250 MPa par exemple, la température maximale d'utilisation du matériau dans le domaine élastique se trouve augmentée, de 70°C pour 18% de Al_2O_3-SiO_2 et 100°C pour 25% de SiC.

Cette constatation importante a été souvent vérifiée. Elle peut justifier l'emploi des CMM: la température d'utilisation est augmentée.

La figure 10 [17] souligne, avec un éclairage différent, l'intérêt des CMM pour des utilisations à haute température. L'influence spécifique du type de fibre peut être notée. Les fibres de bore orientées sont les plus efficaces (mais aussi les plus onéreuses). On peut obtenir des matériaux ayant une meilleure résistance à la traction que les alliages utilisés aujourd'hui tels que le Ti-6Al-4V par exemple. De plus, la tenue en température est meilleure que celle des alliages non composites tels que le 6061.

Des résultats semblables [18] sont montrés à la figure 11. Ils soulignent encore l'excellente tenue en température des CMM (à matrice d'aluminium!).

3.3 Effets microstructuraux

Du fait de la présence des fibres, les vitesses de refroidissement sont grandes, ce qui génère une microstructure plus fine qui augmente la résistance de la matrice. La taille de la microstructure diminue avec l'augmentation de V_f.

Certains auteurs suggèrent que la présence de fibres change aussi les conditions de germination du solide primaire. Il a été constaté que celui-ci se forme entre les fibres, et non sur la surface des fibres [47]. Plusieurs hypothèses ont été avancées pour expliquer ce fait.

Une explication avancée par le groupe du MIT [19] s'appuie sur le fait que la diffusion est gênée par la présence des fibres. Celles-ci entraînent localement une diffusion radiale qui oblige le solide primaire à se former entre les fibres. Il semble aussi qu'un solide pro ou hypereutectique change aussi les conditions de solidification [20]. Seul l'alliage Al-Si a fait l'objet de travaux significatifs dans ce domaine.

La résistance totale du composite peut être décrite par:

$$\sigma_c = \sigma_{mo} + (\overset{*}{\sigma_f} - \sigma_{mo})\, V_f + \Delta\sigma_S\,(1-V_f) + \Delta\sigma_R\,(1-V_f) \qquad (21)$$

où: σ_{mo} représente la résistance de la matrice sans fibre;
$\overset{*}{\sigma_f}$ la résistance due aux fibres, avec $\overset{*}{\sigma_f} = K\sigma_f$;
$\Delta\sigma_S$ l'augmentation de résistance due aux effets microstructuraux;
$\Delta\sigma_R$ l'effet des contraintes résiduelles.

3.4 Effet des contraintes résiduelles

L'influence des contraintes résiduelles sur la résistance en tension ou en compression des CMM a été étudiée par Suéry et al. [20]. La figure 12 résume l'influence des contraintes résiduelles pour l'ensemble des CMM. Il est évident que du point de vue de cette propriété, la présence de renfort est surtout efficace pour des matrices de basses propriétés, utilisées en compression. Remarquons que dans certains cas, l'influence des contraintes résiduelles peut être néfaste. Cette perte de résistance se produit lorsque les contraintes résiduelles agissent dans le même sens que la force appliquée (fig. 12).

Notons aussi que, tel que souligné dans cette figure, la règle d'addition linéaire n'est vérifiée que dans un cas en traction lorsque le vecteur dû à la variation de structure (ou microstructure) est égal à celui représentant la part des contraintes. Dans le cas général, cette règle ne peut pas et ne doit pas s'appliquer.

3.5 Dureté

L'évolution de la dureté Brinell suit une relation linéaire:

$$H_c = K' H_f V_f + H_m (1-V_f) \qquad (22)$$

K' est un coefficient qui tient compte de la répartition des fibres dans la matrice, et de leur morphologie. Le terme H_m, dureté de la matrice, peut s'écrire, par analogie avec les résultats des essais de traction:

$$H_m = H_{mo} + \Delta H_m^f + \Delta H_m^R \qquad (23)$$

où: ΔH_m^f représente l'augmentation de dureté due à la présence des fibres. terme inclus les variations de microstructure;

ΔH_m^R décrit l'augmentation de dureté créée par les contraintes résiduelles engendrées pendant le refroidissement;

H_{mo} est la dureté intrinsèque de la matrice.

Il est généralement difficile d'appliquer l'éq. 22 car la dureté des fibres est souvent inconnue.

La figure 13 [20,21] donne un exemple de l'évolution de la dureté pour un alliage d'aluminium. Les CMM ont été obtenus par moulage-forgeage ("squeeze casting"). Il est à remarquer que l'effet des fibres est très important. La figure 14 souligne le fait que l'effet des fibres est surtout important pour des matrices "molles". L'effet durcissant peut être mesurée par le rapport dH/dV_f qui donne l'augmentation de dureté par fraction volumique de fibres. Par exemple, à partir des résultats de Girot [22], on peut obtenir aisément les résultats suivants:

H_M = 10 HB et dH/dV_f = 2.75 pour un alliage Al7Si6Mg tel que coulé
H_M = 218HB et dH/dV_f = 1.3 pour le même alliage dans la condition T6.

L'effet de la matrice sur la dureté n'est pas à négliger (fig. 14). Un traitement thermique peut augmenter de beaucoup cette caractéristique. Il est malheureusement impossible de dissocier les différents effets responsables de cette augmentation.

L'influence de la nature des fibres semble être négligeable. Plusieurs auteurs [22] ne trouvent pas de différence entre l'effet des trichites ou des fibres, ce qui peut probablement indiquer que les effets microstructuraux n'ont pas un effet prépondérant sur la dureté Brinell. L'état de précipitation et la présence d'une phase dure sont plus importants.

L'influence de l'orientation des fibres sur la dureté ne semble pas être un facteur qui ait retenu l'attention des chercheurs. Il est peu probable que l'effet soit important.

3.6 Usure

Les CMM ont une résistance exceptionnelle à certain types d'usure et un comportement médiocre dans d'autres cas. Pour comprendre leurs comportements,

il faut se rappeler les principes élémentaires de la résistance à l'usure par particules abrasives (fig. 15). Il y a protection de la matrice lorsque: 1) la distance entre les particules renforçantes, λ, est inférieure à la taille de l'abrasif, 2) la dimension des particules renforçantes est suffisante pour éviter qu'elles ne se brisent si elles sont trop grosses ou ne soient évacuées avec les débris (copeaux) si elles sont trop petites.

L'application de ces deux principes avec les CMM habituellement utilisés (fibres de 5 à 100 µm de diamètre; particules de silice, d'alumine, de carbure de silicium, de mica de dimensions inférieures à 100 µm, trichites inférieures au dixième de micron) permet de prévoir que les CMM sont surtout efficaces lorsque les dimensions de l'abrasif sont faibles, inférieures à 100 µm au maximum.

Les premières applications ont été ainsi trouvées pour des coussinets autolubrifiants [24]. Des particules de graphite étaient incorporées dans des alliages d'aluminium par rhéocoulée suivi de moulage-forgeage. Les propriétés de ces alliages sont tout à fait satisfaisantes. Les CMM sont aussi utilisés dans des applications où la lubrification existe, tel que pistons de moteurs automobiles. C'est probablement cette application qui, dans un avenir proche, correspondra au plus grand volume de ventes des CMM. L'alliage généralement utilisé est un alliage de la série Al-Si, avec des additions de fibres d'alumine-silice. La figure 16 est un exemple de comportement en usure. On doit souligner qu'une faible addition de fibres conduit à une amélioration spectaculaire de la résistance à l'usure. L'influence de l'orientation des fibres ne semble pas avoir une grande importance sur le coefficient de frottement. Des préformes de fibres, peu dispendieuses [23], semblent aussi montrer des résultats intéressants (fig. 13).

Par contre, la résistance à l'abrasion (usure sévère) ou à l'érosion intense ne semble pas améliorée [25]. Les dimensions des fibres ou particules sont trop petites pour offrir une protection efficace.

3.7 Résistance en fatigue

3.7.1 Limite d'endurance

Il est généralement admis que la présence de fibres augmente notablement la limite d'endurance des métaux. Cette amélioration est d'autant plus sensible que les fibres sont longues et orientées.

Les fibres jouent un rôle important à haute contrainte (fig. 17). Généralement, on observe sur la surface de rupture des fibres brisées et la matrice semble avoir rompu "en statique" (sans effet de fatigue). Lorsque la contrainte diminue, les déformations deviennent faibles et la matrice joue un rôle de plus en plus important. La surface de rupture montre un grand nombre de rupture de la zone de réaction à l'interface. Les deux composants montrent des signes de rupture en fatigue.

Depuis les expériences célèbres (et maintenant anciennes) de McGuire et Harris [26] (Al-4% Cu, fibres de tungstène, R = -1), il est généralement admis que le comportement en fatigue est d'autant plus amélioré que le volume de fibres augmente. Ces auteurs ont montré qu'il est possible de rationnaliser les résultats en utilisant la résistance mécanique du matériau en traction (fig. 18).

Naslain [27], citant plusieurs auteurs, confirme la même tendance (fig. 19). Il souligne ainsi que la présence des fibres augmente de façon significative le rapport σ_D/σ_R, qui est de l'ordre de 0.3 à 0.5 pour les alliages légers et de 0.5 à 0.8 pour des CMM de ces mêmes alliages. Cette analyse confirme le rôle de la résistance mécanique dans la rupture en fatigue.

Cette amélioration des propriétés en fatigue due à la présence des fibres est surtout sensible à haute température (fig. 19) [29]. La matrice, matériau ductile, voit ses propriétés décroître avec la température car les dislocations sont plus mobiles. Les fibres céramiques permettent au composite de

pouvoir mieux résister. Notons aussi que la qualité des fibres devient prépondérante à haute température; elles ne doivent pas être des facteurs de concentration de contrainte. Ainsi, la présence de "shots", éléments non fibreux souvent présents dans les composites, diminue la résistance en fatigue.

L'importance des propriétés statiques pour expliquer le comportement en fatigue est soulignée par les résultats de Harris [29] (voir figure 20). Lorsque les fibres diminuent la résistance en traction, la limite d'endurance, mesurée en tension-tension, est aussi diminuée. La même explication que celle invoquée pour expliquer la résistance en traction, peut être invoquée. Les contraintes résiduelles de compression engendrées pendant la fabrication du composite peuvent diminuer la limite d'écoulement du matériau, surtout pour des matrices dures. Cet effet défavorable des fibres devrait disparaître ou s'atténuer à haute température à cause de la diminution des contraintes résiduelles avec la température. Il n'y a pas assez d'études disponibles pour pouvoir confirmer cette affirmation.

Notons, ainsi que cela a déjà été souligné, que l'orientation des fibres a un grand effet sur la limite d'endurance. Gomez [30] a souligné cet effet avec un alliage 6061 et des fibres de carbure de silicium (SCS-8 de Avco). Le composite a été fabriqué par projection par plasma. Les résultats peuvent se résumer somme suit:

Orientation	σ_u(MPa)	σ_D	σ_{max}/σ_u	E(GPa)
0	1329	828	.62	195
±45	386	207	.54	114
90	81	48	.60	118

L'influence de l'orientation est évidente. Si la matrice joue un rôle important pour la limite d'endurance, celui des fibres n'est pas à négliger. Dans le sens tranverse, les fibres agissent comme concentrateur de contrainte et entraînent une rupture précoce de la matrice.

3.7.2 Propagation

La présence de fibres améliore, souvent sensiblement, la résistance à la propagation des fissures de fatigue. À cause de la difficulté expérimentale, il y a peu d'études qui portent sur ce sujet. Harris [32] a montré que la présence de fibres diminue la vitesse de propagation par un large facteur (fig. 22). Les pentes de ces courbes restent semblables, ce qui tendrait à indiquer que le mécanisme de propagation de la fissure ne change pas, malgré la présence des fibres. Le durcissement de la matrice est suffisant pour entraîner la rupture des fibres.

Le mécanisme de propagation serait différent selon le type de matrice. Dans une matrice molle, la fissure serait initiée à partir d'un défaut d'une fibre (bouts, rupture) et la fissure se propagerait parallèlement aux fibres. Dans le cas contraire, la fissure se propagerait à travers la matrice, ce qui entraînerait la rupture des fibres.

Ces deux mécanismes différents de rupture entraînent un effet différent dans les matériaux durs ou mous. L'action des fibres est bénéfique dans le premier cas (fig. 22) et négatif dans le second (fig. 23) [29]. Sur cette dernière figure, il est à noter que le seuil de propagation en fatigue ΔK_S est aussi affecté par la présence de fibres.

Il reste à préciser l'effet du facteur de forme S, des particules ou des trichites sur les propriétés en fatigue.

3.8 Fluage

Peu d'études ont été faites pour éclaircir le comportement des CMM en fluage. Lilholt et al. [33] ont schématisé l'effet des fibres sur la résistance au fluage de l'alliage 2124 contenant des trichites de carbure de silicium (fig. 24). Par rapport à l'alliage 2124 non renforcé, ils ont mis en évidence que:

- le stade I est allongé pour les CMM
- le stade II est du même ordre de grandeur
- le stade III est fortement raccourci.

Pendant le stade I, la contrainte appliquée se répartit entre la matrice et les trichites et il y a accomodation des déformations. Les trichites sont très rigides, c'est-à-dire qu'elles offrent une excellente résistance au fluage, tandis que la matrice métallique est beaucoup plus sensible au fluage. Pendant ce stade, les fibres se déforment élastiquement et la matrice plastiquement. Cette redistribution des contraintes entraîne une diminution de celles-ci dans la matrice et une augmentation dans les fibres. Le comportement macroscopique est du type visco-élastique.

La déformation plastique du métal près des bouts des fibres et sa rupture entraînent l'existence d'un stade II, où la vitesse de fluage est constante. La matrice se déforme plastiquement pour accomoder les incompatibilités de déformations. La durée du stade II décroît lorsque la fraction volumique de fibres augmente, confirmant ainsi l'explication qualitative du phénomène.

Le stade III est très bref pour les CMM. Des déformations plastiques importantes sont localisées aux hétérogénéités des trichites (bouts, rupture). Le temps pour atteindre la rupture est ainsi très racourci. Dans un alliage standard, la rupture est causée par la formation de cavités réparties dans tout le volume du matériau dans les joints de grains. Dans un CMM, cette déformation plastique est localisée aux hétérogénéités créées par les trichites.

D'un point de vue macroscopique, l'action des trichites est d'augmenter sensiblement la contrainte que peut supporter le matériau, pour une vitesse de déformation donnée. La figure 25 montre aussi que les CMM sont plus sensibles à la contrainte appliquée que les alliages métalliques. Ceci peut probablement s'expliquer par une interaction entre les fibres et la précipitation dans la matrice. Cette interaction peut aussi expliquer la différence de comportement de différents alliages: les trichites ont un effet moins marqué dans le

2124 que dans le 6061. Ce dernier alliage CMM résiste moins bien que le CMM 2124.

La même règle semble encore s'appliquer au cas du fluage. Les fibres améliorent surtout les alliages à faible résistance.

L'effet des fibres sur la résistance au fluage semble donc être bénéfique, mais beaucoup de travaux restent à faire pour généraliser l'action de l'élément renforçant.

3.9 Superplasticité

Les industries de l'espace et de l'aviation ont une demande croissante de pièces structurales, à faible coûts et haut taux de déformation afin de produire des pièces de formes complexes en diminuant le nombre d'opérations de formage. Deux champs d'activités, très actifs depuis deux décennies, ont permis de produire des nouveaux matériaux superplastiques: la métallurgie des poudres de métaux solidifiés rapidement et la fabrication des CMM. Dans ce paragraphe, nous nous concentrons sur ce dernier type de matériau.

Les propriétés requises pour des applications dans les transports sont essentiellement la rigidité et la résistance mécanique afin de réduire le poids des pièces et une bonne formabilité, c'est-à-dire des propriétés de superplasticité afin de réduire le nombre d'opérations de mise en forme. Les CMM superplastiques pourraient donc avoir un bel avenir.

Deux procédés de fabrication permettent d'obtenir une superplasticité apparente:

- le cyclage thermique, qui a reçu peu d'attention, probablement à cause du prix très élevé de ce procédé;

- formage entre solidus et liquidus. Cette technique, aussi peu étudiée, est probablement la plus prometteuse. La protection contre l'oxydation est

probablement la question la plus coûteuse à résoudre. Des études fondamentales sont en cours à l'IGM afin de préciser les conditions d'utilisation de cette attrayante technique.

Dans ce paragraphe nous expliquerons une technique plus conventionnelle de fabrication de matériaux superplastiques: l'obtention d'une microstructure fine. Les théories classiques font appel aux mouvements des joints de grains pour expliquer la superplasticité.

La fabrication de pièces CMM à grains fins se fait à l'aide de procédés aujourd'hui peu communs, mais qui souvent permettent de produire des pièces avec un coût moindre que les procédés classiques [34]. Le tableau 3 donne le schéma les étapes à suivre de deux procédés. Ils permettent d'obtenir des pièces à grains fins ayant des propriétés de superplasticité. Dans la plupart des études, les matériaux de renfort sont des trichites. Leurs faibles dimensions favorisent l'obtention de grains fins. Le tableau 4 résume les propriétés. L'addition de renfort augmente la rigidité de 20% environ, quelque soit la forme de l'élément ajouté. Une amélioration sensible des propriétés est obtenue à partir de poudres rapidement solidifiées (7064), par rapport à d'excellents alliages obtenus par des techniques classiques (7475). L'addition de renfort n'augmente pas les propriétés, en comparaison à cet alliage 7064. La comparaison des propriétés spécifiques, relativement à la densité, souligne que les alliages Al-Li peuvent se comparer facilement aux composites SiC_p, avec un prix de revient notablement inférieur à ces derniers.

Les composites obtenus à partir de poudres solidifiées rapidement ont une résistance plus élevée que l'alliage conventionnel 7475. Les propriétés du composite 7064 avec des particules de carbure de silicium sont semblables à celles du matériau de base 7064, ce qui souligne que l'addition de particules n'entraîne pas une perte des propriétés. Par contre, les alliages composites ont des propriétés de superplasticité intéressantes. L'exposant de la loi classique de la superplasticité ($\sigma = k\dot{\epsilon}^m$) est de 0.8 pour l'alliage 7475 et 0.5 pour les CMM étudiés.

Ces alliages CMM ont déjà servi à fabriquer des pièces d'aviation à l'aide du formage avec un gaz sous pression. Les économies dans les coûts de fabrication sont surtout dues à la réduction du nombre d'opérations de formage et à la réduction des pièces d'attaches.

3.10 Ductilité

La ductilité est probablement le prix le plus cher à payer dans l'utilisation des CMM. Il a été surabondamment démontré que la présence d'un faible pourcentage d'éléments renforçants fait chuter notablement l'allongement à la rupture lors d'un essai de traction. Le tableau 5 illustre l'influence des éléments renforçants sur la ductilité.

La perte de ductilité est d'autant plus sensible que la matrice est ductile. Par contre, si les valeurs de la ductilité des CMM sont basses, elles sont relativement constantes quand la température s'élève [21]. Ce mauvais comportement des CMM peut s'expliquer de plusieurs façons. L'ajout des éléments céramiques fragiles ne peut conduire qu'à une détérioration de la ductilité. Ces éléments étrangers à la matrice joue le même rôle que des inclusions ou des oxydes dans les théories classiques: ils sont des centres de concentration de contraintes et initient la déformation. Chaque particule devient le centre d'une cellule de déformation plastique. Les théories d'Orowan, de Swalbe sont souvent invoquées pour expliquer les basses valeurs de la ductilité.

Des études théoriques [35] montrent que la présence de contraintes résiduelles diminue la ductilité. Cet effet, bien que rarement vérifié, est très probable. L'état des contraintes peut, si elles sont triaxiales, favoriser l'initiation de microvides pour des faibles déformations. Certaines particules ou fibres peuvent favoriser l'apparition de contraintes hydrostatiques. La rupture est alors initiée dans la matrice [36].

Le procédé de fabrication joue un rôle important dans la ductilité. Par exemple, la rhéocoulée, qui introduit beaucoup de porosités dans le matériau,

produit des pièces de faible ductilité. Il est nécessaire d'utiliser subséquemment un procédé de formage qui exerce sur le matériau un fort taux de cisaillement et réduit par conséquent la porosité et l'homogénéité de la microstructure.

Il est peu probable que la ductilité puisse être augmentée apprécia-blement. Quelques améliorations pourront néanmoins se faire telles que, par exemple, une meilleure répartition des particules [36]. La rupture s'initie dans les régions de fortes concentrations de particules. À cet effet, la métallurgie des poudres, malgré son prix, peut être attrayante. Le "squeeze-casting" offre aussi de bonnes possibilités dans la production de pièces ayant une ductilité "acceptable" (quelques pourcents seulement). Il est possible que l'utilisation des préformes dans cette technique de fabrication puisse apporter des informations utiles.

Cette très faible ductilité a une conséquence importante: les pièces CMM doivent être fabriquées le plus près possible des dimensions finales ("Near Net-Shape Forming"), en évitant toute opération de formage ultérieur. Le "squeeze-casting" de composites préparés préalablement par rhéocoulée, le "squeeze-casting" avec des préformes, la métallurgie des poudres et le forgeage à l'état semi-liquide sont les techniques à retenir aujourd'hui.

3.11 Ténacité

Il est généralement admis que la présence d'éléments céramiques renforçant dans une matrice métallique diminue fortement la ténacité de la matrice. Cette diminution peut s'expliquer par la présence de porosités résiduelles, par la chute prononcée de la ductilité, et par les hétérogénéités de la répartition des éléments renforçants. Une relation inverse, en fonction de la résistance à l'écoulement, est généralement bien acceptée (fig. 26). Cette relation a été vérifiée pour des particules et des trichites [37].

L'influence de la matrice joue un rôle prépondérant dans la ténacité. Des traitements thermiques appropriés peuvent faire varier notablement la

ténacité (fig. 27). Cette tendance est générale, aussi bien pour les composites que pour les métaux non composites.

Une fraction volumique élevée a aussi un rôle négatif sur la ténacité. Cette influence peut s'expliquer de plusieurs façons. D'abord la présence de particules fragiles favorisent l'initiation de fissures. Ensuite les hétérogénéités de distribution qui ont une influence notable sur la ténacité. La fissure a tendance à se propager dans les agglomérats de particules. Pour augmenter la ténacité d'un composite, il faut donc veiller à obtenir une répartition homogène. Le choix d'un procédé de fabrication adéquat est, par conséquent, primordial. En effet, lors de la solidification, les particules et les trichites sont rejetées dans le dernier liquide, conduisant ainsi à de fortes hétérogénéités. Pour diminuer cet effet, il est recommandé de choisir les conditions qui conduisent à des dimensions de la microstructure du même ordre de grandeur que celles des particules. Des études fondamentales sur la solidification apportent quelques lumières sur ce point.

Le procédé de fabrication doit aussi ne pas conduire à la formation de porosités. Le "squeeze casting" est, de ce point de vue, et nous l'avons déjà souligné, favorable à l'obtention de composites sans porosités.

Enfin, la forme des éléments renforçants doit aussi être la plus homogène possible. Certains arrangements de fibres contiennent un faible pourcentage de particules non fibreuses ("shots") qui ont un effet négatif sur la ténacité [38]. Il est certain que cette propriété est loin d'être optimisée et que des progrès importants seraient à faire en suivant les règles qui viennent d'être énoncées et qui pourraient se résumer à produire un matériau homogène.

4.0 PROPRIÉTÉS PHYSIQUES

4.1 Coefficient de dilatation thermique

C'est une des propriétés les plus importantes des CMM. Chaque matériau,

métal ou céramique, possède une expansion thermique différente. Les céramiques se dilatent beaucoup moins que les métaux. Une expression classique a été proposée par Schapery [29]:

$$\alpha_L = \frac{\alpha_f V_f K_o + \alpha_m (1-V_f)}{(K_o-1) V_f + 1} \qquad (24)$$

où: σ_L est le coefficient de dilatation thermique dans le sens longitudinal des fibres et;

$K_o = E_f/E_m$.

Nous avons reporté sur la figure 28 des résultats obtenus avec différents composites contenant fibres, particules ou trichites. Compte tenu des écarts expérimentaux, il ne semble pas qu'il soit possible de faire une différence en fonction de la forme des particules. Il est à remarquer que le RDM prédit un coefficient de dilatation thermique plus élevé que la réalité.

Une expression semblable a été calculée par Kural et al. [40] pour la dilatation transversale.

$$\alpha_T = \alpha_{Tf} V_f + (1-V_f)\, \alpha_{Tm} + V_f \frac{(1-V_f)\,(V_f\, E_m - V_m E_f)}{V_f E_f + (1-V_f)\, E_m} \cdot (\alpha_{Lf} - \alpha_{Lm}) \qquad (25)$$

Cette expression est surtout importante pour les composites avec des fibres de graphites puisque $\alpha_{fT} \neq \alpha_{fL}$. Pour les céramiques habituelles, la dilatation thermique est la même dans les deux directions. L'expression (25) peut alors se simplifier.

Un des principaux intérêts des CMM est d'obtenir des matériaux ayant des CDT variables. Notamment, il est possible d'obtenir des matériaux à matrice d'aluminium ayant une dilatation thermique nulle ou proche de l'acier. Dans le premier cas, ces matériaux ont des résistances exceptionnelles au cyclage thermique puisque les contraintes résiduelles d'origine thermique sont très faibles. Dans le second cas (fig. 30), où le CDT peut être adapté à une application particulière lors de couplage avec d'autres matériaux.

4.2 Contraintes résiduelles d'origine thermique

Les contraintes proviennent de la différence de coefficient de dilatation thermique des deux composants. La fabrication des CMM s'effectue le plus souvent à haute température. Les contraintes résiduelles sont générées pendant le refroidissement. Les contraintes résiduelles longitudinales peuvent se calculer à partir de:

$$\sigma_R = \frac{\Delta\alpha E_m E_f \Delta T V_f}{E_m V_m + E_f V_f} \qquad (26)$$

en supposant que la matrice a un comportement élastique, ce qui représente une grande simplification de la réalité.

L'application de cette relation conduit souvent à obtenir des valeurs de contraintes résiduelles supérieures à la limite d'élasticité de la matrice. Il se produit alors une déformation plastique de la matrice au voisinage des fibres. Des observations par microscopie électronique à transmission ont confirmé ce fait.

D'une façon générale, la matrice est en tension tandis que les fibres sont en compression.

4.3 Résistivité électrique

Cette propriété est aussi modifiée par la présence de fibres, ou d'éléments de renfort (fig. 31).

Un modèle peu précis est généralement utilisé pour prédire la résistivité électrique. Il utilise la règle linéaire précédemment décrite [41]:

$$\rho_{CL} = \rho_m (1-V_f)^{-1} \qquad (27)$$

où ρ_{CL} est la résistivité du composite, mesurée dans le sens longitudinal.

Les fibres augmentent la résistivité du composite en relation avec leur

fraction volumique du fait qu'elles ne sont pas conductrices.

L'effet de la température est obtenu par une relation empirique:

$$\rho_m\ (T) = \rho_m\ (Amb)(\frac{295}{T})^c \qquad (28)$$

où c est une constante expérimentale qui dépend du métal et de l'orientation des fibres et ρ_m (T) est la résistivité de la matrice à la température T.

Nous excluons de cette synthèse les derniers développements des supraconducteurs, dont l'intérêt est suffisamment évident, pour justifier des études spéciales.

4.4 Conductibilité thermique

Peu de modèles existent pour prédire la conductibilité thermique. Le tableau 6 donne quelques exemples de propriétés physiques d'un composite à matrice d'aluminium contenant jusqu'à 20% de particules de SiC obtenu par extrusion. La conductibilité thermique du CMM reste bonne et certainement bien supérieure à celle du titane, de l'acier ou du composite graphite époxyde.

La figure 32 montre la variation de la conductibilité thermique pour différents matériaux. La RDM est vérifiée dans un matériau (6061T6). Des études supplémentaires seraient nécessaires pour améliorer la compréhension de la conductibilité thermique.

5.0 PROCÉDÉS DE FABRICATION

La majorité des procédés de fabrication des CMM qui permettent d'obtenir des pièces saines comprennent une étape qui applique sur le matériau un taux de cisaillement très élevé, tel que l'extrusion, le laminage à chaud ou à froid. Cette étape a pour but d'éliminer les porosités résiduelles,

d'allonger et d'homogénéiser la microstructure et d'orienter les fibres ou les trichites et ainsi de donner un matériau dont les propriétés ne sont pas isotropes. Souvent, les fibres sont brisées pendant cette étape.

Tous les procédés de fabrication doivent respecter les règles suivantes:

- favoriser le mouillage des fibres en évitant un revêtement préalable qui est une opération supplémentaire souvent coûteuse;

- éviter la rupture des fibres;

- assurer une excellente répartition des fibres ou des particules. Ce point est excessivement important. Nous avons déjà souligné son intérêt lors de l'étude de la fatigue, de la ductilité, de tous les mécanismes qui mettent en jeu l'initiation ou la propagation d'une fissure;

- éviter la formation de porosités. Ces dernières jouent un rôle primordial (et négatif!) dans la ductilité et la ténacité;

- assurer un interface optimal afin que le transfert des efforts se fasse correctement dans les fibres.

Dans le principe, tous les procédés de fabrication restent semblables. Ils comprennent:

- une étape de mélange des fibres ou des trichites avec l'alliage telle que coulée continue, métallurgie des poudres, rhéocoulée, etc.;

- une étape de consolidation telle que extrusion, forgeage, HIP, laminage à chaud ou à froid, etc.;

- une étape de traitement thermique dont le but est d'optimiser les propriétés de la matrice.

Le tableau 7 présente un aperçu de certains procédés de fabrication actuels et donne quelques exemples.

Moulage-forgeage ("squeeze casting"), infiltration à l'état liquide

Parmi les procédés de fabrication, il y en a un qui retient actuellement l'attention: le "squeeze casting" avec ou sans utilisation de préformes. En effet, ce procédé a de fortes chances d'être plus économique que les autres procédés déjà cités, car il permet d'obtenir un matériau avec la forme finale. D'autre part, les techniques de fabrication des préformes sont maintenant mieux maîtrisées et il est possible d'obtenir des préformes avec une bonne précision dimensionnelle. La question qui a été longtemps difficile à résoudre a été surtout la définition d'un liant pour les fibres afin de pouvoir fabriquer des préformes avec des fibres ou des trichites orientées ou non et dont la répartition spatiale est la plus homogène possible. D'autre part, il est peut être possible que les appareils actuels de "die casting" puissent être modifiés afin de pouvoir être transformés en machines de "squeeze casting". Ce point reste encore largement sujet à discussion.

Le métal liquide est coulé sur les fibres ou les préformes. Lorsqu'une pression est appliquée, ce procédé porte le nom de "squeeze casting". Les pressions appliquées doivent être supérieures aux "forces de viscosité" (max 10 MPa; souvent 1 MPa). De bons résultats sont obtenus avec des pressions modestes de l'ordre de 40 MPa. Les préformes sont souvent chauffés pour éviter une solidification précoce.

La pression a plusieurs effets: elle accroît l'échange thermique avec le moule et favorise ainsi l'obtention d'une microstructure fine; elle diminue, de façon très importante, la porosité totale. De plus, la pression favorise le mouillage des fibres.

Les pièces produites ont des valeurs de ductilité qui sont nettement améliorée. La pression favorise l'obtention d'interface fort et donc l'obtention de bonnes propriétés mécaniques. La solidification arrive pendant un

temps très court, évitant ainsi la formation de zones de réaction qui sont souvent très fragiles. Le "squeeze casting" permet l'utilisation de préformes, de tissus, de "feutres" où les fibres sont réparties au hasard.

Ce procédé de "squeeze casting" présente aussi un gros avantage économique puisque l'absence d'usinage après la mise en forme permet d'économiser beaucoup sur les coûts de fabrication. Mais évidemment, il reste limité à des pièces de petites dimensions. Parmi les exemples qui ont eu un certain succès aujourd'hui mentionnons la fabrication des pistons d'automobile avec ou sans préformes. Ces pistons possèdent d'excellentes propriétés et un faible coefficient de dilatation thermique qui, par conséquent, résulte en une bonne résistance à la fatigue thermique.

Forgeage

L'utilisation du forgeage se fait aussi pour la fabrication de bielles ("connecting rods"). Ces pièces sont fabriquées à partir d'un alliage de base élaborée par rhéocoulée en continue avec des particules de carbure de silicium, suivi par un forgeage à relativement haute température. Ce forgeage peut avoir lieu à l'état pâteux. Plusieurs compagnies envisagent de fabriquer les bielles à partir de cette technologie.

Liaison par diffusion et projection par plasma

Cette méthode a été utilisée surtout pour former des matériaux de haute technologie, le plus souvent en feuille ou tôle. L'élément de renfort est placé entre deux tôles minces. Une haute pression est appliquée, le plus souvent avec un gaz, simultanément avec une température élevée. Cette technique est souvent suivie par des procédés de consolidation (laminage à chaud par exemple). Une variante de ce procédé réside dans la projection par atomisation de particules à la place de la tôle du dessus. Ce procédé permet d'obtenir des tôles de titane ou d'aluminium. Les tôles obtenues par cette méthode contiennet des fractions volumiques de fibres pouvant dépasser 50%.

Laminage à chaud

Il est surtout utilisé après la diffusion et permet l'obtention de tôles minces renforcées par des tissus, à une ou plusieurs directions. Pendant cette opération, les fibres sont souvent brisées. Il est donc préférable d'utiliser des particules ou des trichites, qui sont cependant plus difficiles à aligner.

Métallurgie des poudres

En croissance rapide, elle permet d'obtenir des pièces où la répartition des fibres, le plus souvent courtes, est assez homogène. Plusieurs techniques sont souvent employées: mélange des poudres et de fibres, pressage à chaud et diffusion (HIP). Les pièces reçoivent ensuite un formage final tel que forgeage, laminage, extrusion. La technique dite de l'alliage mécanique qui permet la formation in-situ de particules ne nécessite pas de formage final. Pendant l'étape de mélange des poudres, un liant organique est ajouté. Le carbone provenant de la décomposition ultérieure de ce liant réagit avec le métal pour former des carbures finement dispersés dans toute la matrice. Les pièces produites ont des propriétés mécaniques excellentes. Dans le procédé COMPASS développé à Cambridge, deux poudres de différentes compositions sont mélangées avec des particules, compactées à froid et chauffées à l'état semi-liquide, sous pression. Les billettes obtenues sont souvent utilisées pour l'injection ("die casting") à l'état semi-liquide. Cette intéressante technique est encore au stade de l'étude. La tendance à obtenir des globules fines près des bords de la pièce où la vitesse de refroidissement est grande, est une difficulté à contourner. Le pressage à froid doit être évité, car il entraîne la rupture des fibres. Ce n'est pas une étape essentielle du procédé.

La rhéocoulée continue

Elle permet d'obtenir des billettes de composites. Les fibres sont introduites dans le moule de la coulée continue où elles subissent un brassage

énergique qui favorise le mouillage et donc une bonne répartition des fibres. Celle-ci est meilleure si la taille des dendrites brassées (le premier solide) est du même ordre de grandeur que celle des fibres.

Les billettes produites sont réchauffées dans le domaine semi-liquide (thixocasting) pour être mises en forme par forgeage, injection, extrusion, etc. Des pièces sont produites aujourd'hui par cette technologie.

Extrusion

L'extrusion, surtout à l'état semi-liquide, dont le plus grand avantage est de favoriser l'homogénéisation de la structure (diminution des ségrégations) et de diminuer fortement la porosité permet aussi d'obtenir de bonnes propriétés mécaniques. En particulier, la ductilité et la ténacité dans le sens longitudinal sont notablement améliorées, probablement à cause de la disparition des porosités que la majorité des procédés de fabrication des CMM introduisent dans le matériau.

Par contre, seules les particules ou les trichites peuvent être employées car les fibres sont brisées pendant la réduction. Cette tendance à la rupture augmente avec le pourcentage de réduction. L'extrusion a souvent tendance à permettre la formation de chaînes de fibres qui se touchent ("string"). Ces chaînes ont un effet très marqué sur la rupture.

La couche extérieure de la pièce formée, celle qui touche la matrice, a souvent une concentration de particules inférieure à celle du centre et une concentration de pores supérieure. Cet effet défavorable est dû aux différences de déformation plastique. Un choix optimal du dessin de la matrice doit être fait pour limiter cet effet. L'utilisation du CFAO pourrait être utile pour le dessin de la matrice et pour limiter les frottements.

De plus, l'extrusion produit des pièces fortement anisotropes. Les taux de réduction peuvent être très élevées (au-delà de 30), surtout si l'extrusion se fait à l'état semi-liquide, ce qui permet de grandes économies. En

contre-partie, à l'état semi-liquide, une protection contre l'oxydation est souvent nécessaire, ce qui contrebalance les économies réalisées à cause des grands taux de réduction et de l'obtention de pièces de formes compliquées.

Notons enfin que la présence de matériaux moins déformables lors de grandes déformations est défavorable du point de vue de la texture. Cet effet a été démontré dans beaucoup de matériaux (aluminium, acier, etc.). Les particules agissent comme centre de nucléation "au hasard", c'est-à-dire qu'elles ne favorisent pas l'apparition de texture préférentielle. La déformation autour des fibres est plus petite que celle de la matrice, et aussi le taux de recristallisation sera différent.

Préformes

Une des clefs du succès de la fabrication des préformes réside dans l'homogénéité. Les fibres doivent être semblables et correctement réparties. Les points de contact entre fibres ont un effet désastreux sur les propriétés mécaniques, car ils sont des amorçes de fissures. Le schéma classique de la fabrication de préformes est:

- fibres + liant
- bouillie visqueuse
- mise en forme (généralement dans un moule)
- mise sous vide pour évaporer l'eau, certains liants
- usinage.

Généralement, les fibres des préformes obtenus ont une orientation planaire (2-D) surtout si la fabrication comprend une étape de compression pour augmenter la fraction volumique ou assurer une meilleure stabilité géométrique.

Le secret principal de la fabrication des préformes est souvent dans le liant. Outre les propriétés déjà mentionnées, il faut que ce liant disparaisse pendant l'infiltration pour laisser place au métal liquide, sans

perturber la répartition des fibres. Dans le cas de liants organiques, il faut prévoir une évacuation des gaz de décomposition. Les liants organiques sont souvent moins chers que les liants inorganiques.

6.0 PRIX

Une des questions la plus souvent posée est le prix des CMM. En effet, il y a quelques années (figure 33), le prix des fibres était excessivement élevé. Depuis que quelques applications ont vu le jour, et surtout que les techniques de fabrication des fibres se sont nettement améliorées, les prix ont chuté. On peut supposer que les coûts de fabrication continueront à diminuer fortement.

L'apparition de préformes, dont le contenu en fibres peut aller jusqu'à 30%, peut aussi contribuer à diminuer les coûts de fabrication. En effet, ces préformes restent relativement abordables, et permettent à l'aide de "squeeze casting" d'obtenir des pièces très saines.

Le tableau 8 et la figure 34 résument les prix des différents matériaux que l'on peut acheter sur le marché. Pour certaines applications (militaire, aviation, spatiale) les prix vont jusqu'à 1200$US/lb!

Il est aussi à remarquer que déjà, pour un certain nombre d'applications généralement de haute technologie, les CMM sont déjà compétitifs (tableau 8). Cette tendance permet d'espérer que les prix diminueront suffisamment afin que ces matériaux puissent avoir des hauts volumes de fabrication. Si l'on se rappelle l'évolution des prix des matériaux composites à matrice polymérique, il est à espérer que les matériaux CMM auront un développement beaucoup plus rapide. En effet, ils offrent l'avantage d'être plus stables en température, ce que ne permettent pas les matériaux composites à matrice polymérique.

7.0 FUTUR

Il est évident que les développements futurs sont fortement liés au coût des procédés de fabrication. Ainsi que nous l'avons vu au paragraphe précédent, le coût du procédé de fabrication des CMM diminue très rapidement avec le temps, et pour certaines applications, ces matériaux deviennent compétitifs. Il y a deux tendances futures que l'on peut prévoir. La première tendance intéresse probablement le chercheur ayant une vocation industrielle. Il s'agirait de développer des tôles de matériaux composites possédant de haut taux de déformation ou des propriétés de superplasticité. Ces matériaux permettraient de fabriquer par coulée directe des composites de feuilles de tôle mince sans passer par des techniques de fabrication excessivement dispendieuses telles que le dépôt de fibres sur des plaques, l'atomisation sous vide, le dégazage, le HIP, etc. L'autre orientation, beaucoup plus immédiate, consisterait à implanter le "squeeze casting" avec ou sans préformes. En effet, cette technologie commence à être relativement connue et offre beaucoup d'intérêt. Il serait très probablement souhaitable de construire une machine de "squeeze casting" ayant des capacités proches de celles de "die casting" afin de pouvoir développer l'industrie sans toutefois investir trop de capital dans les équipements.

En ce qui concerne l'économie canadienne et les industriels, il serait très souhaitable que des séances d'informations soient organisées et qu'un plus grand nombre de chercheurs travaillent sur ces matériaux à haute valeur ajoutée. Déjà, dans la région de Montréal, trois laboratoires de recherche tendent à unifier leurs efforts: l'École Polytechnique, l'Institut National de Recherche Scientifique (INRS) et l'IGM. Des travaux communs se font ou se feront avec des laboratoires étrangers (Grenoble, MIT, Péchiney, Norsk Hydro). Des compagnies telles que Noranda ou Alcan sont déjà intéressées à ces matériaux. Mais ces efforts sont insuffisants et il faudrait probablement organiser une action commune à l'échelle nationale, principalement orientée vers des applications spécifiques.

BIBLIOGRAPHIE

1- Évolution schématique des polymères (d'après J. Lewis, communication personnelle).

2- D.L. Baty, J.P. Rice, EM 85-573. Ed. SME 1987.

3- J.K. Clyne - ICCMIV (Londres, 20-24 juillet 1987), édité par F.L. Matthews, N.C.R. Buskell, J.M. Hodgkinson, J.Morton, Elsevior Applied Science, London 1987, vol. 2, p. 2.275.

4- Kukuda, J. Mat. Sc., 17, 1982, 1003-1011.

5- M. McKimpson et al. (Cincinnati, 12-14 octobre 1987), 1987 TMS Fall Meeting.

6- J. Lewis, ibid 5.

7- R.J. Fiorenttino et al., ibid 5.

8- Dural. Communication privée.

9- A. Kelley, G.J. Davis, Met. Rev., Vol. 10, N° 37, 1965.

10- R.M. Christensen, F.M. Waals, J. of Composite Mat., 6 oct. 72, 518.

11- H.L. Cox, British Jour. of App. Phys., 3, 1952, p. 72.

12- H. Fukuda, T.W. Chou, J. Mat. Sc., 17, 1982, 1003-1011.

13- C. Millière, thèse de doctorat, 1986, INPG Grenoble (France).

14- C.R. Friend, ibid 3, pp. 2402-2411.

15- Wang Cheng Fu. ibid. 3, p. 2183-2188.

16- Pechiney. Documentation technique.

17- Cray Advanced Material Ltd. Documentation technique.

18- Nippon Carbon Co. Ltd. Publication N° 85, 9, 1000L.

19- J.A. Cornie, A. Mortensen, M. Flemmings, ibid 3, p. 2.297-2.319.

20- M. Suéry, J. Masounave, à être publié.

21- M.W. Toaz, Trans. of AFS-1986, 83-137.

22- F. Girot et al., ibid. 3, p. 2.330-2.339.

23- Badcock et Wilcox, documentation technique.

24- G.A. Chadwick, MRS Europa, novembre 1986, p. 213-219.

25- S. Turenne, J. Masounave, résultats non publiés.

26- McQuire et Harris (1974), cité par Bryan Harris and Eng. Composites Materials. Édité par "The Institute of Metals", 1986.

27- R. Naslain, "Introduction aux matériaux composites", vol. 2, Édition du CNRS. Institut des Matériaux Composites, 1985, p. 362.

28- W. Spengler, Dana Corp., ibid 5.

29- S.J. Harris, T.E. Wilks, ibid 3, p. 2.113-2.127.

30- J.L. Gomez, F.E. Wawner, ibid 5.

31- Avco fiches techniques 43-4758 et 43-6927.

32- S.J. Harris et al., Eng. Composite Materials, p. 86

33- H. Lilholt, M. Taya, ibid 3, p. 2.234-2.244.

34-M. W. Mahomey, A.K. Ghosh, C.C. Brampton, ibid 3, p. 2.372-2.381.

35- A. Melander, Mat. Sc. and Eng. 1979, 39, 57-63, cité par Y. Flom, ibid 3, p. 2.189.

36- W.H. Hunt, O. Richmond, R.D. Young, ibid 3, p. 2.209-2.223.

37- Avco-SXA, documentation technique

38- D.L. Baty; ibid 5.

39- J. Shapery, J. Composite Mat., 2, 1986, p. 380.

40- H.J. Kural, B.K. Min, J. Composite Mat. 18, nov. 84, 519.

41- J. Schoutens, Composite, 17, N° 3, July 1986, 188-204.

42- C.R. Cook et al., "Cast Reinforced Metals Composites", edited by S.G. Fishman and A.K. Dhingra, AST-TMS Congress, Chicago, September 24-30, 1988, p. 185.

43- J. Charbonnier, S. Dermarkar, ibid 42, p. 127.

44- J. Tafta et al, ibid 42, p. 71.

45- J.C. Viala et al., ibid 3, p. 2.145-2.155.

46- S. Das, ibid 42, p. 243.

LISTE DES FIGURES

Figure 1 Évolution de l'industrie des composites (d'après J. Lewis, communication privée).

Figure 2 Effet schématique de l'épaisseur de la zone de réaction sur la résistance de l'interface.

Figure 3 Comparaison de l'effet des particules et de trichites sur le module d'élasticité.

Figure 4 Schématisation de l'influence du facteur de forme sur la rigidité.

Figure 5 Rigidité spécifique en fonction de la résistance spécifique (d'après Dural [8] et McKimpson [5]).

Figure 6 Calcul simple de la résistance d'un composite.

Figure 7 Détermination des fractions volumiques minimum et critique.

Figure 8 Évolution de la fraction volumique miminum en fonction des propriétés de la matrice.

Figure 9 Évolution de la résistance mécanique en fonction de la température.

Figure 10 Variation de la résistance mce certains composites en fonction de la température [17].

Figure 11 Variation de la résistance mécanique en fonction de la température [18].

Figure 12 Représentation schématique des différentes contributions au durcissement des CMM à fibres en fonction de la résistance de la matrice.

Figure 13 Évolution de la dureté pour des MMC renforcés avec des fibres de SiC [13] ou des fibres d'alumine [21].

Figure 14 Effet de la matrice sur l'évolution de la dureté en fonction de la fraction volumique (d'après [23]).

Figure 15 Schéma de principe de l'usure.

Figure 16 Résistance à l'usure de CMM utilisés pour les pistons [21].

Figure 17 Schématisation de la limite d'endurance des CMM.

Figure 18 Effet de fibres de tungstène sur la limite d'endurance d'une matrice Al-4Cu [26].

Figure 19 Action des fibres sur la limite d'endurance [27].

Figure 20 Variation de la limite d'endurance avec les fibres en fonction de la matrice [29].

Figure 21 Variation de la limite d'endurance en fonction de la température [31].

Figure 22 Effet des fibres sur la vitesse de propagation en fatigue [32].

Figure 23 Effet des fibres sur la vitesse de propagation en fatigue [29].

Figure 24 Comparaison schématique de l'effet des fibres sur le fluage pour un métal classique et un CMM.

Figure 25 Effet des trichites sur la résistance au fluage.

Figure 26 Relation entre la ténacité et la limite d'endurance.

Figure 27 Variation de la ténacité en fonction de la résistance en tracion.

Figure 28 Variation du coefficient de dilatation thermique en fonction de la fraction volumique des éléments de renfort.

Figure 30 Variation du coefficient de dilatation thermique en fonction de la fraction volumique.

Figure 31 Variation de la conductibilité électrique.

Figure 32 Variation de la conductibilité thermique.

Figure 33 Évolution du prix moyen des CMM dans le temps.

Figure 34 Comparaison des prix de différents matériaux.

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 1 Développements et tendances pour les métaux

Tableau 2 Différents types d'interface

Tableau 3 Fabrication de matériaux CMM à grains fins pour obtenir des matériaux superplastique

Tableau 4 Propriétés mécaniques des MMC superplastiques et comparaison des propriétés spécifiques [34]

Tableau 5 Comparaison des élongations à la rupture [29]

Tableau 6 Propriétés comparées de certains matériaux avec les CMM [8]

Tableau 7 Procédés de fabrication primaires

Tableau 8 Prix moyen de différents matériaux ($/lb)

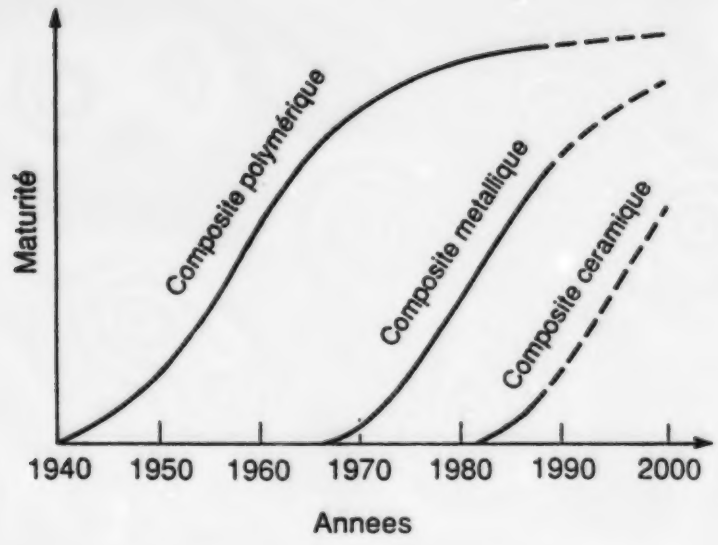


fig. 1. Evolution de la maturité des industries des composites

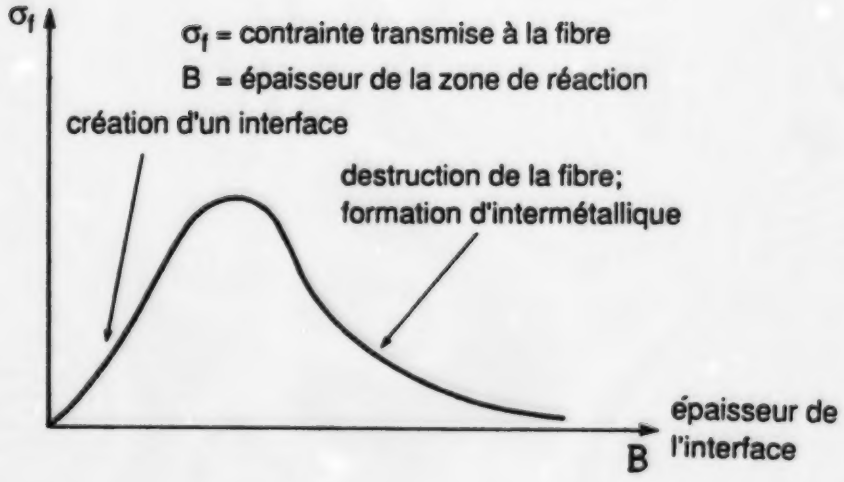


fig. 2. Efficacité de l'interface sur la contrainte transmise à la fibre.

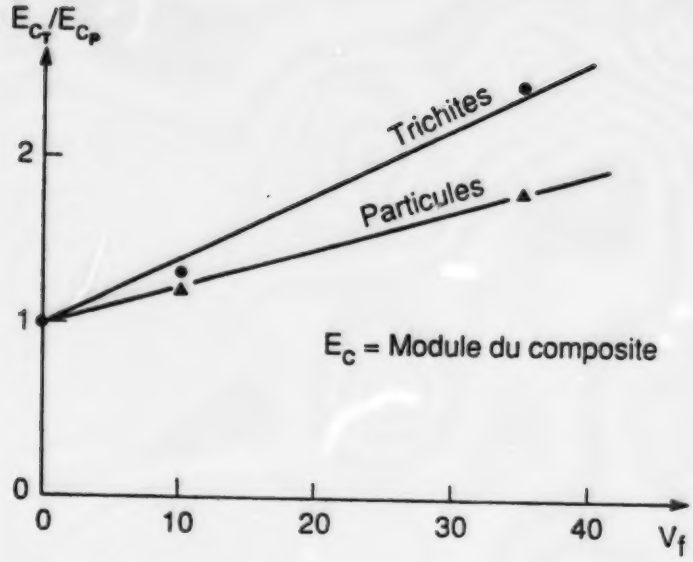


fig. 3 Effet comparé des particules et des trichites sur le module d'Young

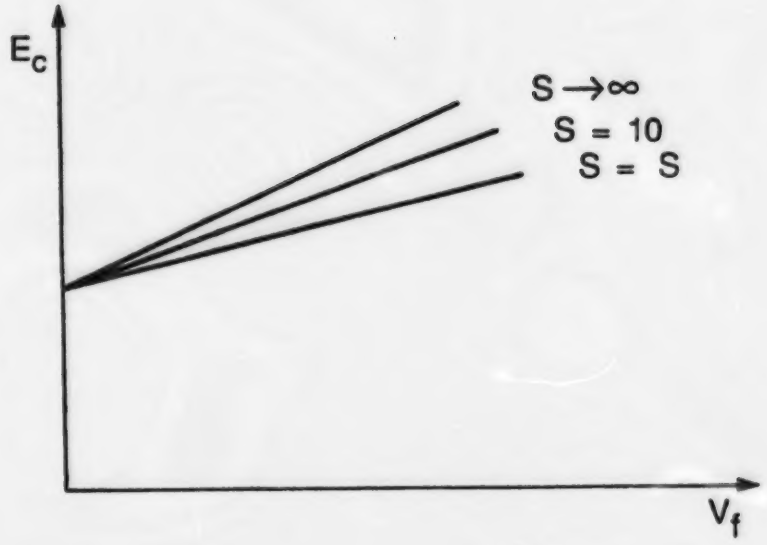


fig. 4. Influence du facteur de forme des fibres sur la rigidité

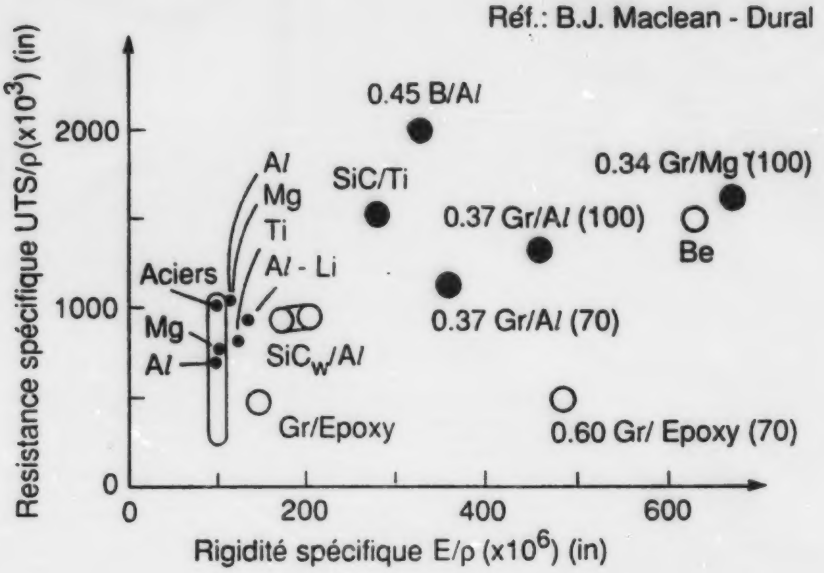


fig. 5. Comparaison de différents matériaux en fonction de leurs résistance et rigidité spécifiques

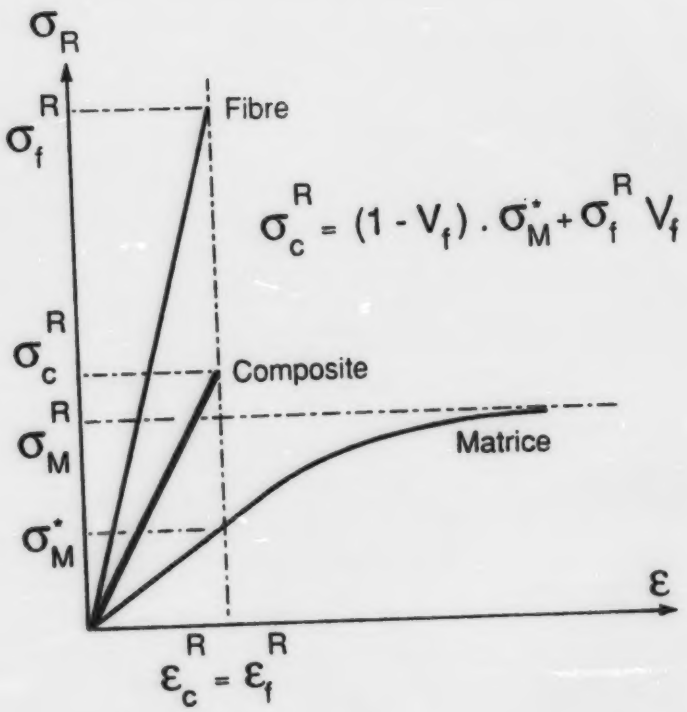
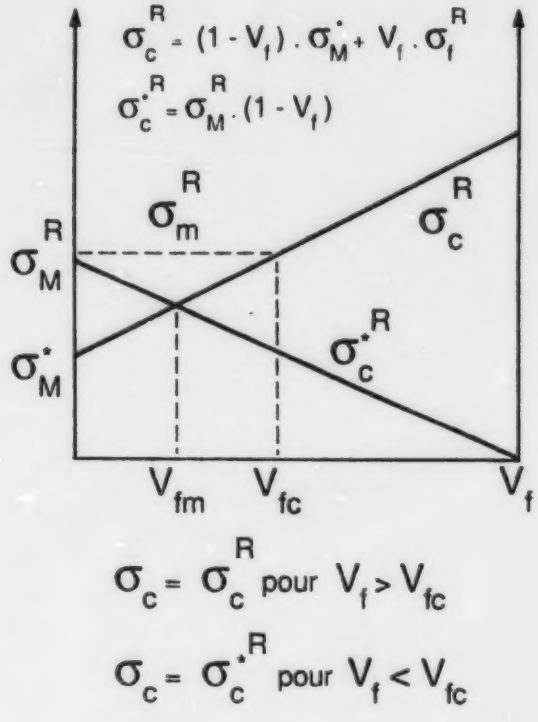


fig. 6. Principe de renforcement d'un CMM



$$\sigma_c = \sigma_c^R \text{ pour } V_f > V_{fc}$$

$$\sigma_c = \sigma_c^{\cdot R} \text{ pour } V_f < V_{fc}$$

Figure 7 Détermination des fractions volumiques minimum et critique.

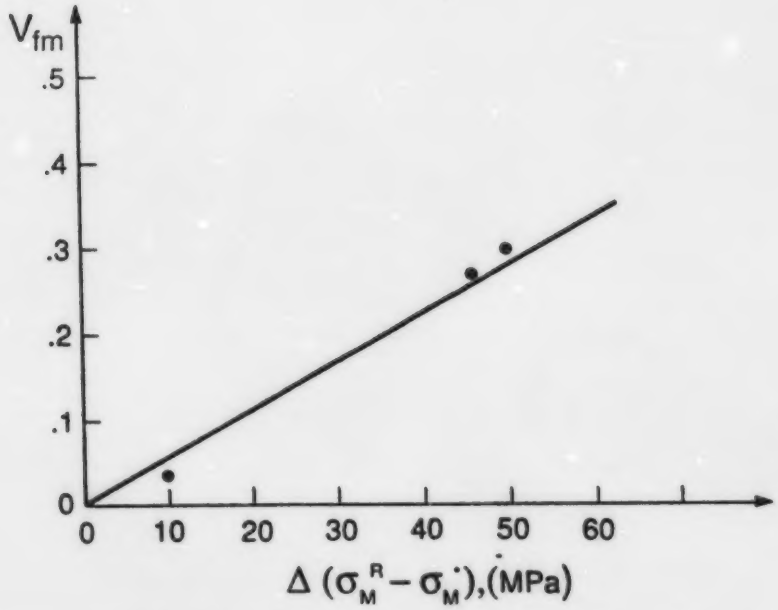


fig. 8. Évolution de la fraction volumique minimum en fonction des propriétés de la matrice

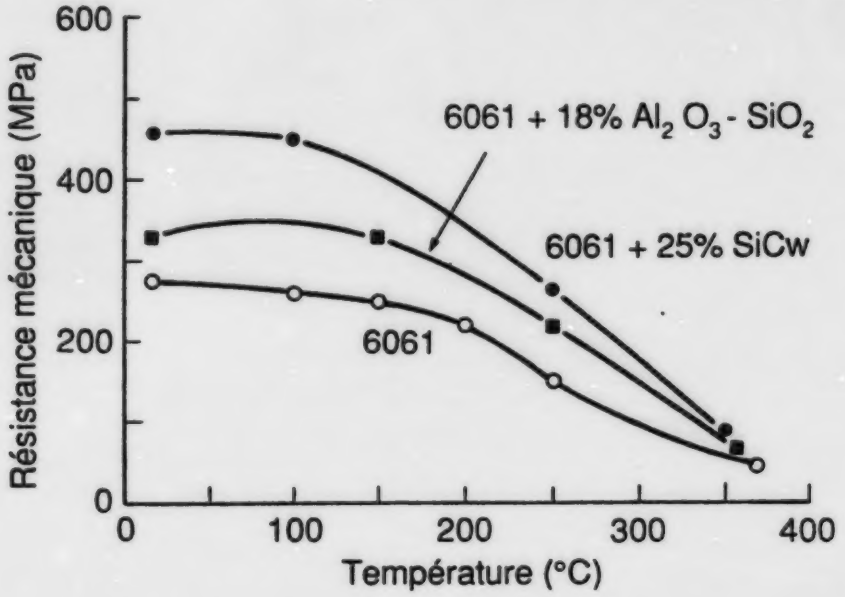


fig.9. Résistance mécanique après 1 heure à différentes températures

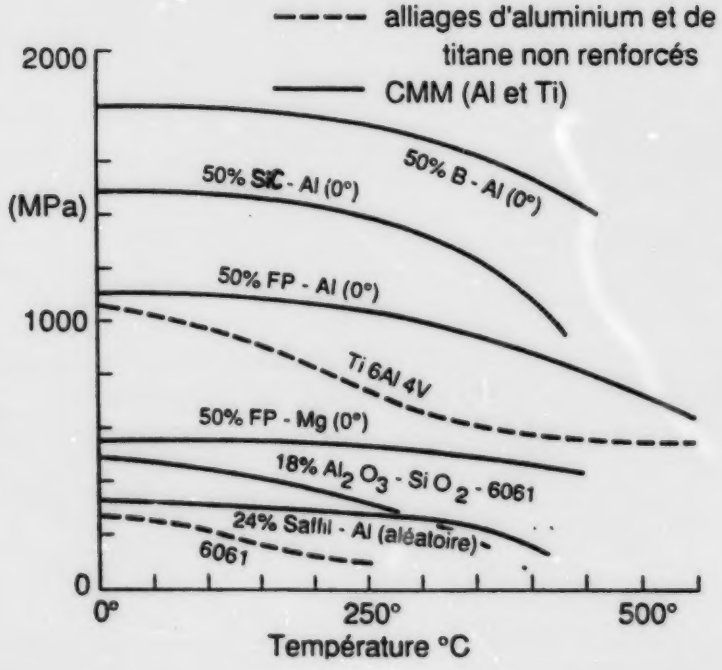
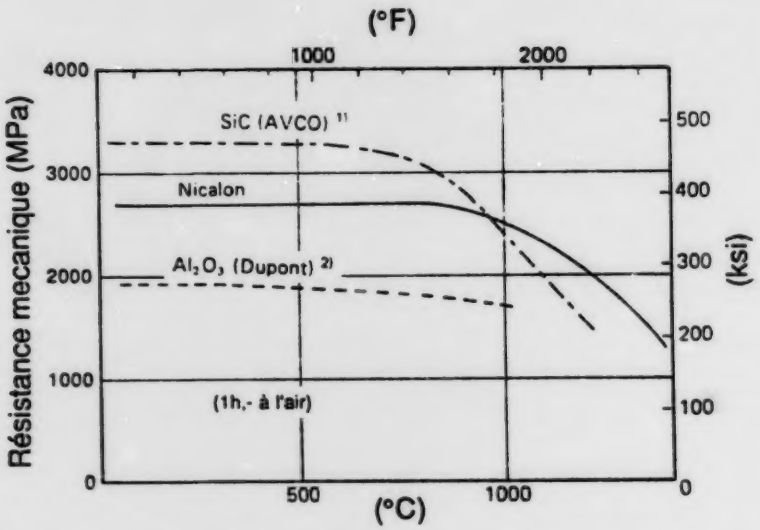


Figure 10 Variation de la résistance de certains composites en fonction de la température [17].



Ref.: 1) Cat. AVCO, 2) Cat. Dupont

fig. 11. Variation de la résistance de certaines fibres en fonction de la température [18].

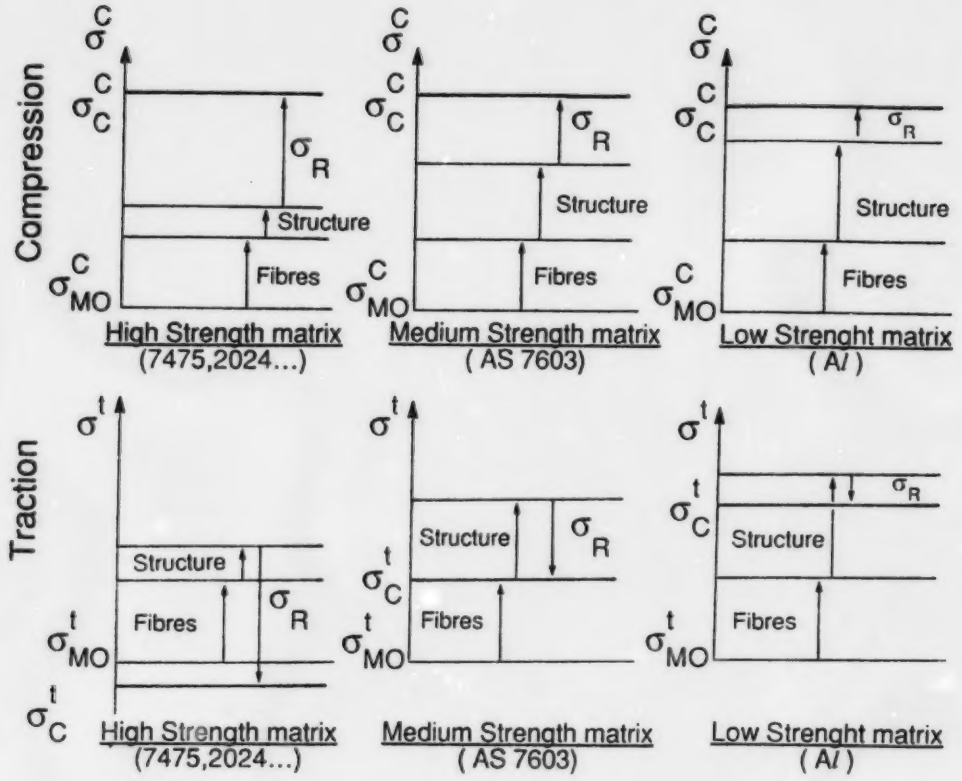


Figure 12 Représentation schématique des différentes contributions au durcissement des CMM à fibres en fonction de la résistance de la matrice.

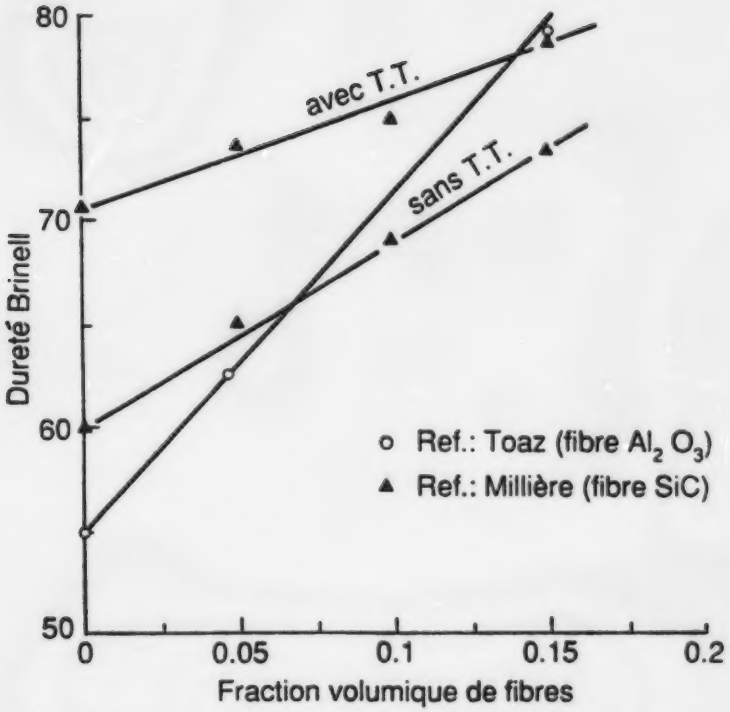


fig.13. Evolution de la dureté Brinell en fonction de la fraction volumique de fibres des CMM Al-7Si-.3Mg/fibres SiC élaborés par rhéomoulage ayant subi ou non un traitement thermique de durcissement structural.

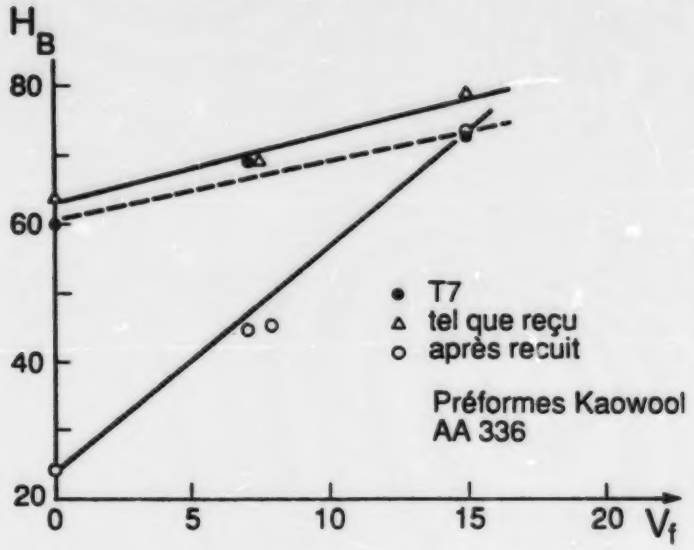
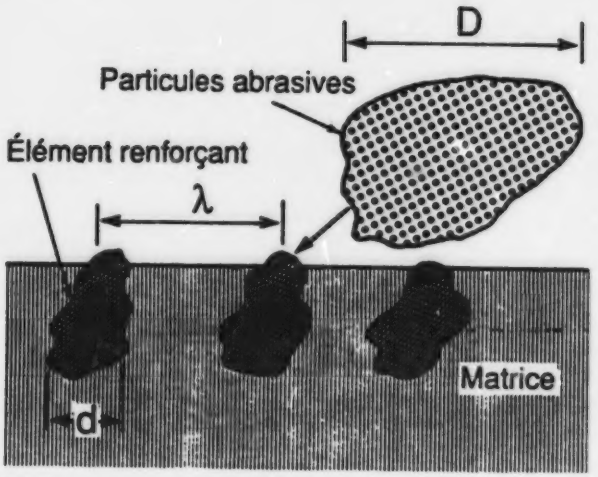


fig. 14. Variation de la dureté en fonction de la fraction volumique de fibre pour préforme (d'après Babcock et Wilcox [23]).



Protection contre l'usure si : $\lambda < D$

et $d \leq D$

fig. 15.Modèle simple du mécanisme de résistance à l'usure.

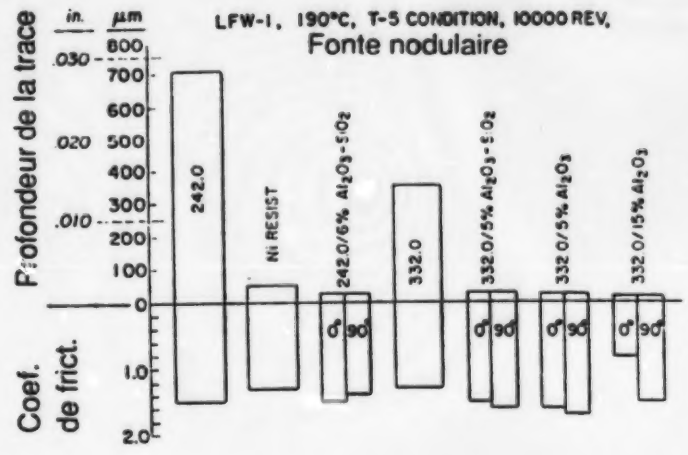


fig. 16. Résistance à l'usure contre une fonte nodulaire (lubrification avec de l'huile moteur).

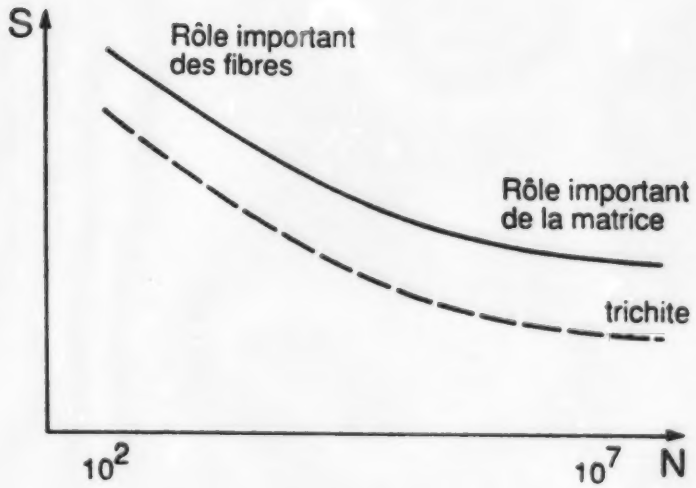


fig. 17. Schématisation de l'influence des fibres sur la limite d'endurance

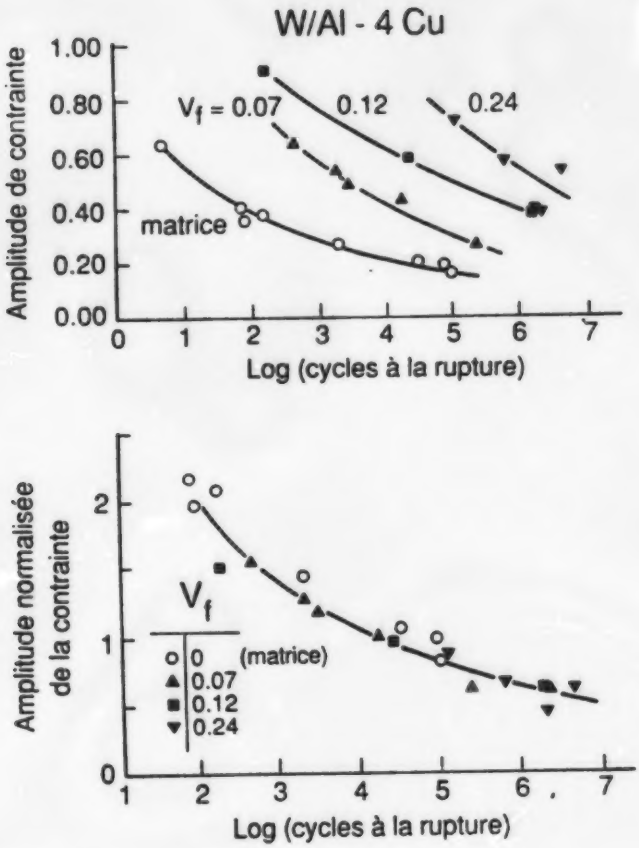


fig. 18. Effet de fibres sur la limite d'endurance de matériau à faible résistance [18].

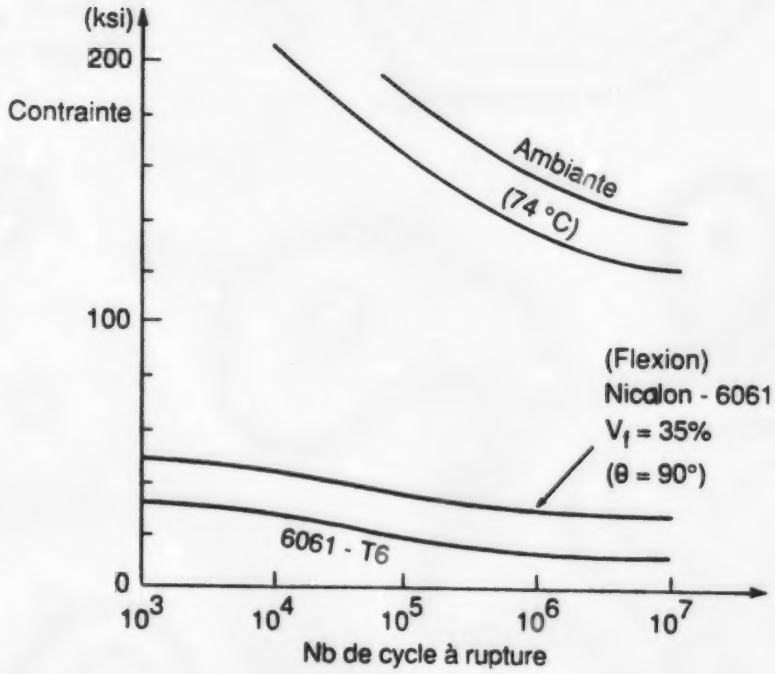


fig. 19. Courbe d'endurance de différents composites

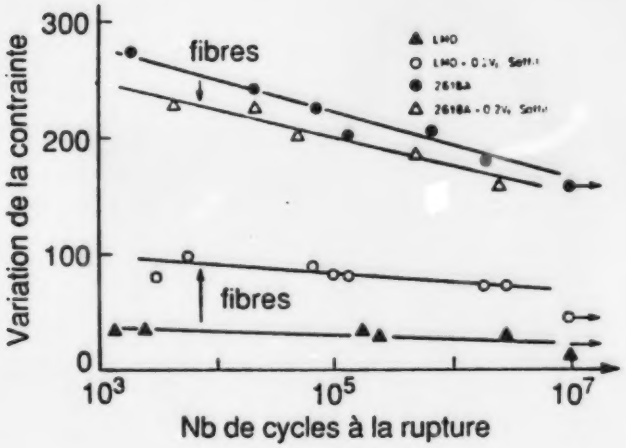


fig. 20. Comparaison des courbes d'endurance S-N pour des CMM.

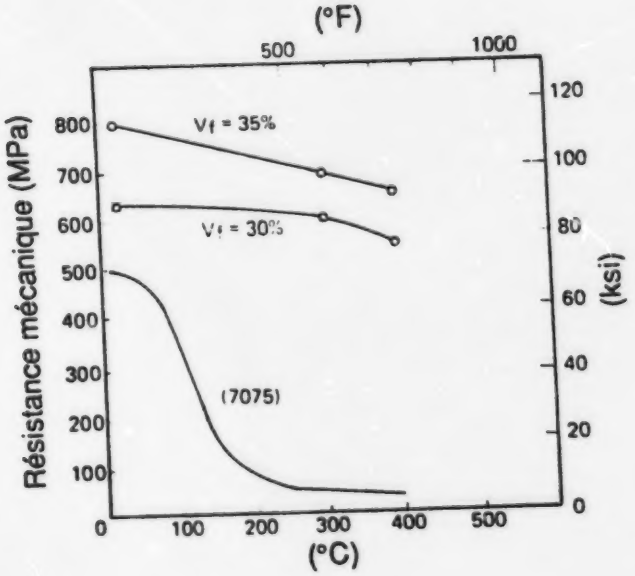


fig. 21. Variation de la résistance mécanique en fonction de la température et de la fraction volumique [31].

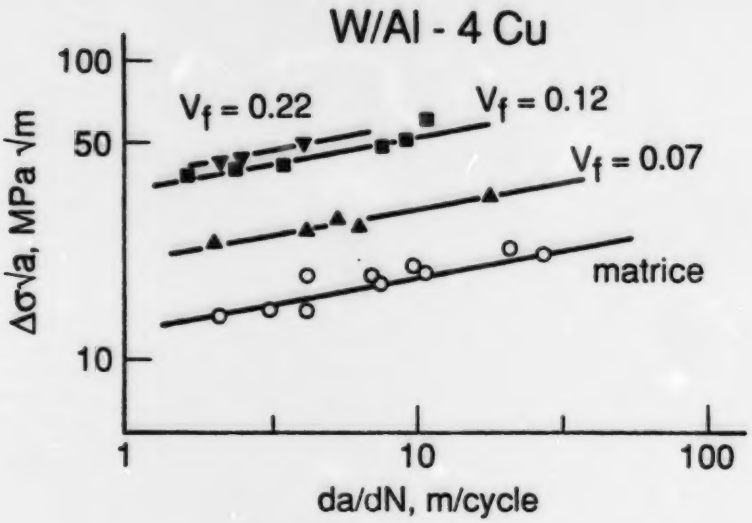


fig. 22. Effet de fibres de tungstène sur la propagation de fissures de fatigue.

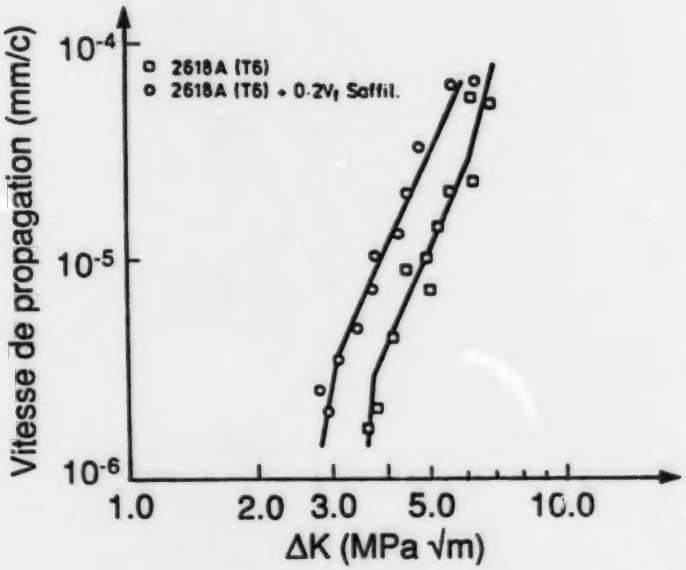


fig. 23. Effet de fibres sur la vitesse de propagation.

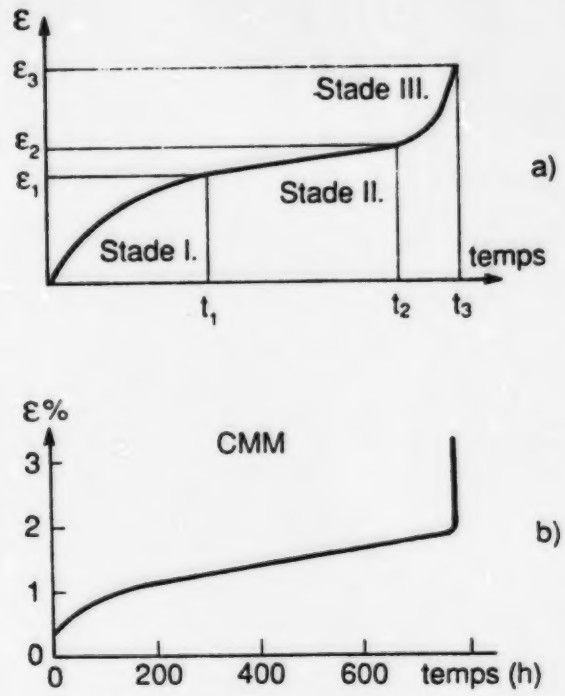


fig. 24. Schématisation du fluage pour: a) un métal, b) un CMM.

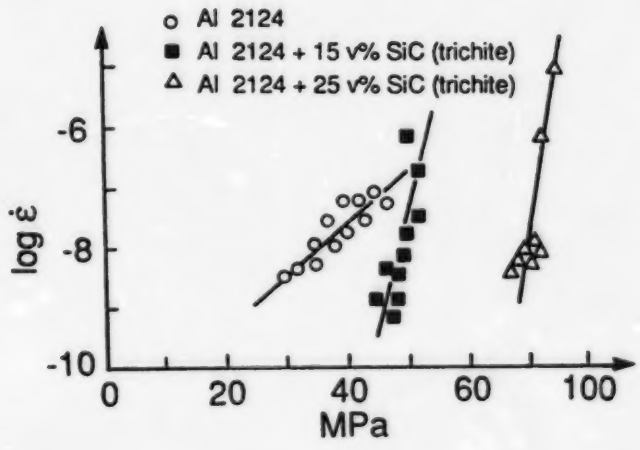


fig. 25. Effet de trichite sur la résistance au fluage.

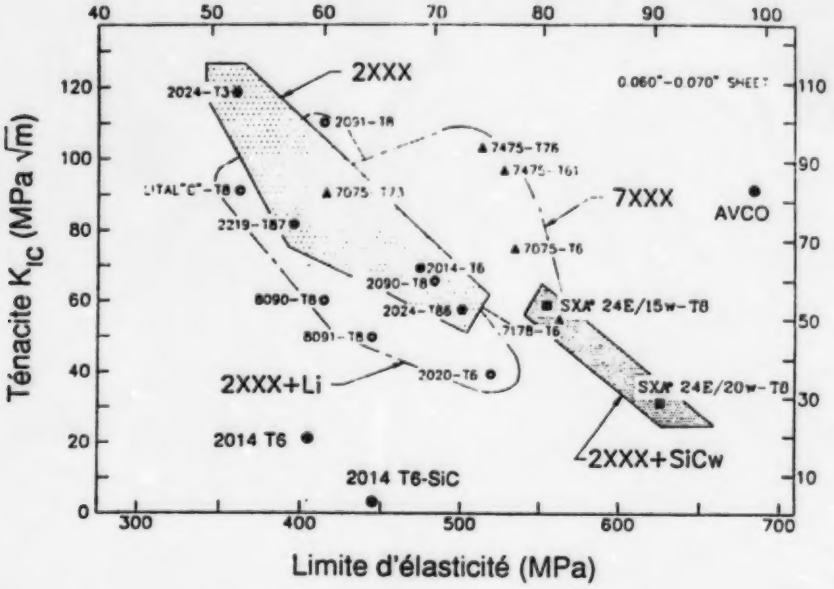


fig. 26. Variation de la ténacité en fonction de la limite d'élasticité

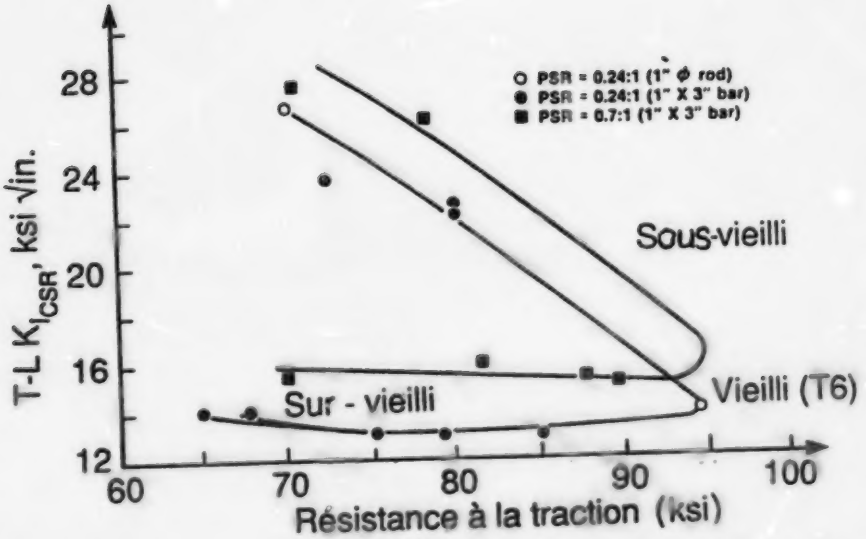


fig.27. Variation de la ténacité en fonction de la résistance en traction.

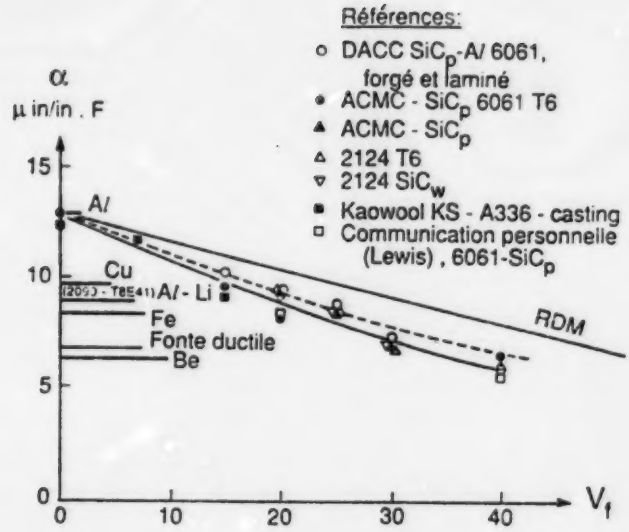


Figure 28 Variation du coefficient de dilatation thermique en fonction de la fraction volumique des éléments de renfort.

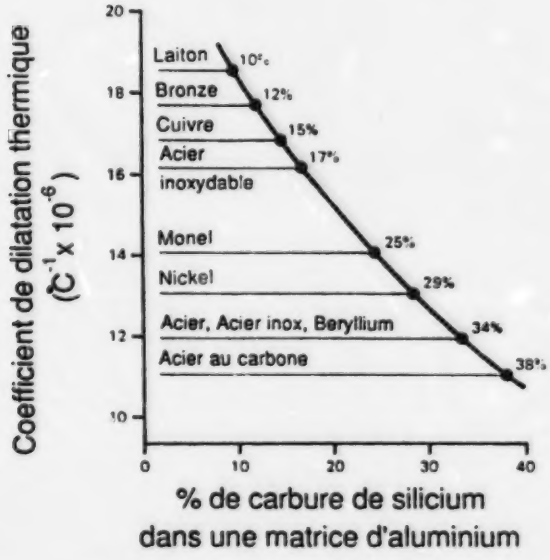


fig. 30. Comparaison des différents coefficients de dilatation thermique pour différents métaux.

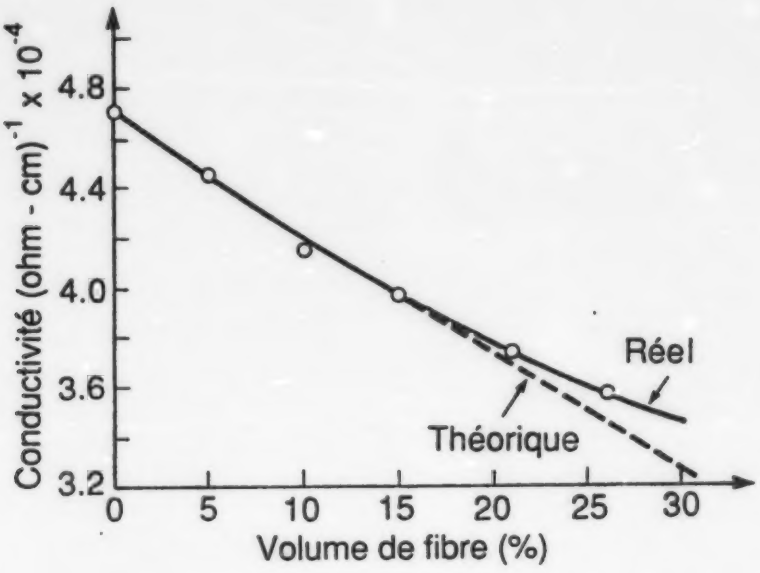


fig. 31. Conductivité électrique de FP - Pb.

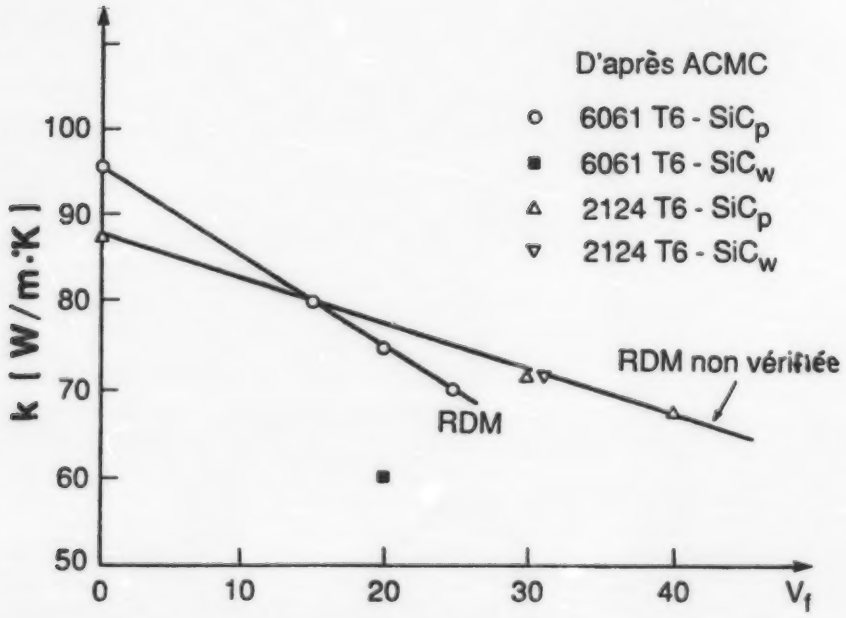


fig. 32. Variation de la conductibilité thermique en fonction de la fraction volumique de fibres

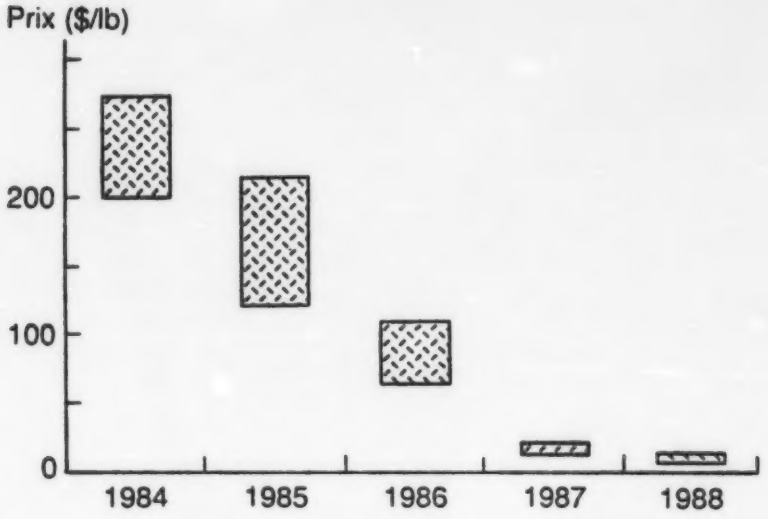


fig.33. Décroissance des prix au fur et à mesure de l'augmentation du volume de production (D'après Dural [8]).

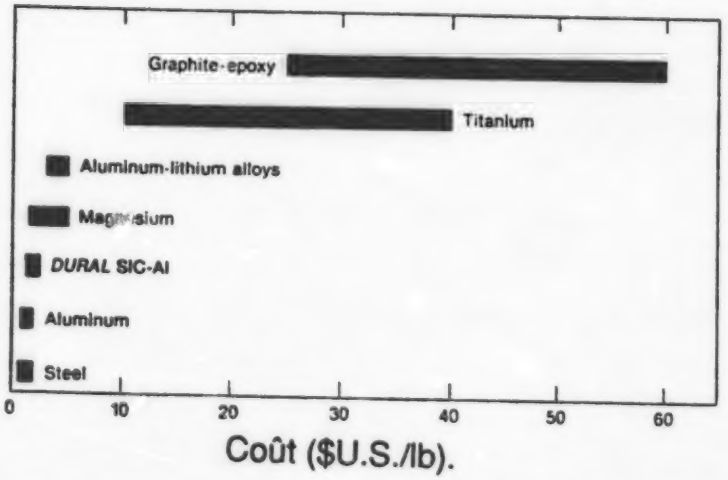


fig. 34. Comparaison du coût de plusieurs matériaux (ref. Dural)

TABLEAU 1 - DÉVELOPPEMENTS ET TENDANCES POUR LES MÉTAUX

• Super-alliages (nouveau: Ni-Fe-Co): coefficient de dilatation thermique faible
• Solidification rapide: dureté, propriétés magnétiques, corrosion
• Lingots: Al-Li-Mg, Al-Li-Cu
• Métallurgie des poudres: forgeage, injection, HIP, infiltration
• SR/MP: Ti, Mg
• Injection: Mg
• Aciers inoxydables duplex
• Composites à matrice métallique
• Revêtement par plasma
• Mise en forme à l'état pâteux

TABLEAU 2 - DIFFÉRENTS TYPES D'INTERFACE

Classe I	Les renforts et la matrice sont non-réactifs, insolubles. ex.: Cu/W, Cu/Gr, Cu/Al_2O_3, Al/BN revêtu de B, Mg/B, Al/B (T 975°C), Al/SiC (T 900 °C), Ti/B_4C.
Classe II	Les renforts et la matrice sont non-réactifs, mais solubles. ex.: Ni/W, Ni/Gr, Nb/W.
Classe III	Les renforts et la matrice réagissent pour former un composé ou un intermétallique: ex.: Al/SiC (T 900°C), Ti/SiC (T 1000°C), Ti/B, Al/SiO_2, Al/Gr (T 700°C), Mg/Al_2O_3

TABLEAU 3 - FABRICATION DE MATÉRIAUX CMM À GRAINS FINS POUR OBTENIR DES MATÉRIAUX SUPERPLASTIQUES

PROCÉDÉ 1	PROCÉDÉ 2
Métallurgie des poudres (7064) solidifiées rapidement	Sandwich de 7475 avec SiC trichite
Addition des trichites (SiC)	Diffusion (516°C sous vide)
Extrusion	HIP
Traitement thermique 482°C/1 h	Traitement thermique pour obtenir un grain fin (≈ 15 µm)
Trempé à l'eau	
Survieillissement 400°C/8 h	
Refroidi à l'air	
Laminé à chaud (300°C; 80-90%) (grain ≈ 6.3 µm)	

TABLEAU 4 - PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES DE CMM SUPERPLASTIQUES ET COMPARAISONS DES PROPRIÉTÉS SPÉCIFIQUES [34]

	Élongation %	σ_y (MPa)	UTS (MPa)	E (GPa)
Al 7064/10% SiC_p (métal. des poudres)	5.8	597	663	12.9
Al 7064 (métal. des poudres)	12.5	455	552	13.5
Al 7475/12% SiC_w (feuille)	12.3	607	637	10.8
Al 7475	11	503	572	10.4

	Résistance	Module d'Young	Élongation
Al-Li	0.95	1.3	0.7
7475	1.0	1.0	1.0
7064 + 10% SiC_p	1.2	1.25	0.5

TABLEAU 5 - COMPARAISON DES ÉLONGATIONS À LA RUPTURE [29]

Al	37%
Al + 20% Al_2O_3	1.1%
2618A	2.5%
2618A + 20% Al_2O_3	0.8%

TABLEAU 6 - PROPRIÉTÉS COMPARÉES DE CERTAINS MATÉRIAUX AVEC LES CMM [8]

Paramètres	Aluminium	Acier	Titane	Magnésium	Graphite/ Epoxy	Dural SiC-Al
Module d'élasticité	9 - 10	29 - 30	14 - 15	6 - 7	10 - 11	13 - 17
Limite d'élasticité	35 - 75	40 - 98	65 - 155	22 - 29	-	55 - 87
Résistance mécanique	40 - 85	52 - 105	85 - 168	35 - 40	90 - 120	62 - 90
Conductibilité thermique	90 - 130	26	9	99	2	45 - 90
Coefficient d'expansion thermique	12 - 13	8 - 10	5 - 6	13 - 14	1 - 2	6 - 9
Élongation	14 - 18	36 - 65	4 - 55	8 - 15	1	1 - 10
Densité	90 - 100	270 - 290	180 - 190	55 - 65	55 - 65	95 - 110
Résistance à l'usure	3	4	5	2	1	6

TABLEAU 7 - PROCÉDÉS DE FABRICATION PRIMAIRES

Procédés	Composites	Renfort	Matrice
Liaison par diffusion	B/Al, SiC/Al, SiC/Ti, B/Ti	fibres continues	feuilles
Infiltration	Gr/Al, Gr/Mg	fibres continues tissus	liquide
Coulée par gravité	SiC/Al, Al_2O_3/Al, Al_2O_3/Mg	particules ou trichites	état pâteux fondu
Métallurgie des poudres	SiC/Al, TiB_2/Ti	particules	poudres
Projection par plasma	SiC/Al, SiC/Ti	fibres continues	poudres,fil
Coulée sous pression	SiC/Al, SiC/Ti, Al_2O_3/Al, SiO_2/Al	fibres continues tissus, préformes	liquide
Moulage forgeage	Al_2O_3/Al, SiC/Al, SiC/Mg, SiO_2/Al	particules, tissus préformes	liquide

TABLEAU 8 - PRIX MOYEN DE DIFFÉRENTS MATÉRIAUX ($/lb)

Éléments renforçants	
Fibre de graphite (1)	30
Trichite de carbure de silicium (2)	20 à 30
Trichite de carbure de silicum (Japonais) (3)	300 à 350
Thichite de carbure de silicium (Tyranno) (3)	450
Fibre de nitrure de bore (1)	1000
Fibre céramique (Al_2O_3, SiO_2) (1)	1 à 16
Matrice	
Acier (4)	0.4 à 2
Aluminium (4)	0.7 à 2
Magnésium (4)	1.5 à 5
Aluminium-lithium (4)	3 à 5
Titane (4)	10 à 40
Composite	
Epoxy-graphite (4)	25 à 60
Aluminium - SiC (coulée) dépendant des quantités (4)	30 à 200
Aluminium - SiC (coulé) en quantité (4)	1.5 à 2.5
Aluminium (Al_2O_3 - SiO_2) coulé (5)	4 à 8

(1) Technolgy, Nov. 1986, p. 25
(2) American Matrix, Ceramic Industry, April 1987 (prévision)
(3) Communication verbale
(4) Dural, communication privé (lettre du 6 nov. 1986) (prévision)
(5) Clevite, lettre circulaire du 15 déc. 1986 (prévision)